

AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W BYDGOSZCZY

Rozprawy
nr 82

TOMASZ TOPOLIŃSKI

ANALIZA TEORETYCZNA I BADANIA
KUMULACJI USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH
KONSTRUKCYJNYCH KOMPOZYTÓW
POLIMEROWYCH

20.1

Topoliński, Tomasz.
Analiza teoretyczna i bad

1997.

BYDGOSZCZ - 1997

G20.1

AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W BYDGOSZCZY

Rozprawy
nr 82

TOMASZ TOPOLIŃSKI

ANALIZA TEORETYCZNA I BADANIA
KUMULACJI USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH
KONSTRUKCYJNYCH KOMPOZYTÓW
POLIMEROWYCH

Biblioteka Główna ATR w Bydgoszczy



000000026258

BYDGOSZCZ - 1997

PRZEWODNICZĄCY KOMITETU REDAKCYJNEGO
prof. dr hab. Ojcumiła Stefaniak

OPINIODAWCY

prof. dr hab. inż. Izabella Hyla
prof. dr hab. inż. Krzysztof Gołoś

REDAKTOR NAUKOWY
prof. dr hab. inż. Józef Szala

OPRACOWANIE REDAKCYJNE I TECHNICZNE
mgr Joanna Ekstowicz-Mąka, Zbigniew Gaćkowski



Wydano za zgodą Rektora
Akademii Techniczno-Rolniczej
w Bydgoszczy

80550

ISSN 0209-0597

WYDAWNICTWO UCZELNIANE
AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ W BYDGOSZCZY

Wyd. I. Nakład 150 egz. Ark. aut. 8,00. Ark. druk. 7,25. Papier druk. kl. III.
Oddano do druku i druk ukończono w październiku 1997 r.
Zakład Poligraficzny Kubik & Krause
ul. Cmentarna 84, 85-184 Bydgoszcz, tel. 719-546

97 D. 108 / 47

SPIS TREŚCI

Spis ważniejszych oznaczeń	4
1. WSTĘP.....	5
1.1. Wprowadzenie. Elementy konstrukcyjne z tworzyw sztucznych	5
1.2. Główne kierunki badań zmęczeniowych tworzyw sztucznych	7
1.3. Cel i zakres pracy	10
2. HIPOTEZY KUMULACJI USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH KONSTRUKCYJNYCH TWORZYW SZTUCZNYCH	11
2.1. Hipotezy liniowe i uogólnione	17
2.2. Hipotezy oparte na zmienności wielkości prognozujących	19
2.2.1. Wytrzymałość resztkowa	19
2.2.2. Moduł wytrzymałości	25
2.2.3. Wielkości niemechaniczne	34
2.2.4. Linie stałych uszkodzeń zmęczeniowych	38
2.3. Uwagi do rozdziału 2	43
3. ANALIZY ENERGETYCZNE W OCENIE TRWAŁOŚCI ZMĘCZENIOWEJ TWORZYW SZTUCZNYCH	45
4. BADANIA WŁASNE I UZYSKANE WYNIKI	53
4.1. Cel i zakres badań własnych	53
4.2. Materiał	53
4.3. Próbki	54
4.4. Obciążenie	55
4.5. Stanowiska badawcze	56
4.6. Wyniki badań przy obciążeniu stałoamplitudowym	57
4.7. Wyniki badań przy obciążeniu ze stopniowo rosnącą amplitudą	64
5. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ WŁASNYCH ORAZ PROPOZYCJE ENERGETYCZNEGO OPISU USZKODZENIA ZMĘCZENIOWEGO	70
5.1. Zmienność parametrów energetycznych	70
5.2. Energetyczne kryteria trwałości zmęczeniowej	72
5.2.1. Kumulowane energie dyssypacji i odkształcenia sprężystego	72
5.2.2. Jednostkowe energie dyssypacji i odkształcenia sprężystego. Związki pomiędzy wynikami uzyskanymi przy obciążeniach stałoamplitudo- wych i ze stopniowo narastającą amplitudą	74
5.2.3. Energetyczne wykresy zmęczeniowe	80
5.3. Fenomenologiczny opis pętli histerezy	83
5.3.1. Wprowadzenie. Materiały masingowskie i niemasingowskie	83
5.3.2. Propozycja własna opisu i jej weryfikacja	84
5.4. Kumulacja uszkodzeń zmęczeniowych	91
5.4.1. Odniesienie uzyskanych wyników do liniowej hipotezy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych	91
5.4.2. Energetyczna hipoteza oparta na liniach stałych uszkodzeń zmęcze- niowych. Propozycja własna	92
5.4.3. Uproszczona metoda oceny bezpiecznej trwałości zmęczeniowej	98
6. PODSUMOWANIE I WNIOSKI	99
LITERATURA	103
STRESZCZENIA	113

Spis ważniejszych oznaczeń:

- D - uszkodzenie zmęczeniowe, - ,
 D_i - uszkodzenie zmęczeniowe dla poziomu obciążenia σ_i przy realizacji n_i cykli, - ,
 E - moduł styczny, MPa,
 E_d - moduł dynamiczny, MPa,
 E_s - moduł sieczny, MPa,
 n - bieżąca liczba cykli, cykle,
 n_r - trwałość resztkowa, cykle,
 n'' - wykładnik krzywej typu cyklicznego odkształcenia (gałąź dociążająca),
 n''' - wykładnik krzywej typu cyklicznego odkształcenia (gałąź odciążająca),
 n^* - wykładnik krzywej szkieletowej,
 N - trwałość zmęczeniowa odpowiadająca pewnemu poziomowi obciążenia lub widmu obciążenia, cykle,
 r - współczynnik korelacji, - ,
 R - współczynnik asymetrii cyklu, - ,
 R_m - wytrzymałość na rozciąganie, MPa,
 $R(n)$ - wytrzymałość resztkowa po zrealizowaniu n cykli zmęczeniowych, MPa,
 R_0 - wytrzymałość statyczna, MPa,
 s - odchylenie standardowe,
 T - temperatura próbki lub otoczenia, K,
 U_{jD} - jednostkowa energia dyssypacji, Nmm/mm³/cykl,
 U_{jOS} - jednostkowa energia odkształcenia sprężystego, Nmm/mm³/cykl,
 U_D - energia dyssypacji, Nmm/mm³,
 U_{OS} - energia odkształcenia sprężystego, Nmm/mm³,
 Z_G - granica zmęczenia, MPa,
 δ - kąt przesunięcia fazowego pomiędzy naprężeniem a odkształceniem, - ,
 ε - odkształcenie względne, - ,
 $\varepsilon(t)$ - odkształcenie względne bieżące, - ,
 ε_m - średnie odkształcenie względne, - ,
 ε_{max} - maksymalne odkształcenie względne, - ,
 σ - naprężenie, MPa,
 $\sigma(t)$ - naprężenie bieżące, MPa,
 σ_a - amplituda naprężenia, MPa,
 σ_{max} - naprężenie maksymalne, MPa,
 ΔD - przyrost uszkodzenia zmęczeniowego, - ,
 $\Delta \varepsilon$ - zakres odkształcenia względnego, - ,
 $\Delta \varepsilon_p$ - zakres odkształcenia plastycznego, - ,
 $\Delta \varepsilon_s$ - zakres odkształcenia sprężystego, - ,
 $\Delta \sigma$ - zakres naprężenia, MPa,
 Λ - współczynnik tłumienia, - ,
 ΣU_D - kumulowana energia dyssypacji, Nmm/mm³,
 ΣU_{OS} - kumulowana energia odkształcenia sprężystego, Nmm/mm³.

1. WSTĘP

1.1. Wprowadzenie. Elementy konstrukcyjne z tworzyw sztucznych

Historia tworzyw sztucznych liczy już ponad 100 lat. Pierwsze tworzywa sztuczne wytwarzane były w oparciu o polimery naturalne w latach 60-70 poprzedniego stulecia - fibra, celulooid [124], dalej w latach dziewięćdziesiątych - galalit wytwarzany z kazeiny. Rok 1910 to pierwsze tworzywa kondensacyjne - bakelity, lata 1920-30 to początek tworzyw polimeryzacyjnych - polistyren (1930 r.), polichlorek winylu (1931 r.) czy polietylen (1939 r.). Równolegle rozwijała się technologia tworzyw wzmocnionych włóknami [1, 6], od pierwszych prób w przemyśle lotniczym (1910) do przemysłowej produkcji laminatów fenolowych wzmocnionych włóknami szklanymi (1930-40). W roku 1960 wprowadzono do tworzyw włókna borowe i węglowe, a w 1970 włókna aramidowe.

Wraz ze wzrostem produkcji i różnorodności tworzyw sztucznych wzrasta też ich wykorzystanie techniczne. Począwszy od drobnych elementów, tzw. galanterii technicznej, najczęściej nieznacznie obciążonych, do elementów maszynowych w pełni obciążonych, nie zawsze statycznie. Tworzywa stosowane na elementy maszynowe nazywane są konstrukcyjnymi tworzywami sztucznymi [7, 22, 69]. Te spośród nich, stanowiące największą grupę, modyfikowane za pomocą różnych napełniaczy wzmacniających (głównie włókien) zwane są kompozytami polimerowymi. Dalszy wzrost wykorzystania następuje w ślad postępującego rozpoznania zachowań tworzyw sztucznych w warunkach odpowiadających eksploatacji lub w warunkach modelujących (najczęściej upraszczających) tę rzeczywistość, np. jedynie do eksploatacyjnych przebiegów obciążeń.

Najogólniejszym przypadkiem obciążenia elementów konstrukcyjnych jest obciążenie losowo zmienne [131]. W wyniku działania tego rodzaju obciążenia mogą powstawać i rozwijać się w materiale procesy uszkodzeniowe zwane zmęczeniowymi.

Początek badań zmęczeniowych tworzyw sztucznych przypada na koniec lat czterdziestych [161]. Badania równolegle prowadzono w Stanach Zjednoczonych i w ówczesnym Związku Radzieckim. Wzorowane one były na metodach wywodzących się z badań tworzyw metalowych przy obciążeniach o stałej amplitudzie naprężenia. Dokładnym naśladownictwem było na przykład oznaczenie umownej granicy zmęczenia (w większości przypadków tworzywa nie wykazują „trwałej” granicy zmęczenia) metodą Probit, schodkową czy Protą. W piśmiennictwie polskim pozycja [11], podsumowująca stan wiedzy z zakresu metod badań tworzyw sztucznych do końca lat sześćdziesiątych, w pełni potwierdza te spostrzeżenia. Wskazuje również, iż w Polsce na te lata przypada początek badań zmęczeniowych. Kolejne pozycje, np. [92, 161], wskazują na zmianę podejścia do zagadnień zmęczeniowych tworzyw poprzez uwzględnienie ich specyficznych własności. Własności te obejmują m.in. aspekty związane z małą przewodnością cieplną tworzyw, znaczną powierzchnią pętli odkształceniowo-naprężeniowej, dla części tworzyw małą sztywnością, znaczną czułością na zmiany temperatury, wpływem przerw w obciążeniu, wpływem wilgotności itp. - zwłaszcza dla tworzyw termoplastycznych.

Procesy zmęczeniowe materiałów i konstrukcji są procesami bardzo złożonymi. Uwzględniając wielość czynników, mających wpływ na te procesy w tworzywach sztucznych, z których powyżej wymieniono jedynie kilka, można się spodziewać, iż są one dalece bardziej złożone niż np. dla metali. Prowadzone znacznie dłużej i w szer-

szym zakresie badania zmęczenia tworzyw metalowych nie pozwoliły sformułować ich jednoznacznych opisów fizycznych; podobnie jest i dla polimerów. Zatem potrzeba korzystania z tworzyw sztucznych jako tworzyw konstrukcyjnych, przy konieczności określenia trwałości zmęczeniowej elementów z nich wytworzonych, wymusza poszukiwanie innych sposobów oceny trwałości. Do sposobów tych zaliczyć można przede wszystkim te, które oparte są na, mniej lub bardziej fizycznie uzasadnionych, fenomenologicznych hipotezach kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych [53]. Według nich zniszczenie elementu następuje w wyniku powstawania i gromadzenia się uszkodzeń zmęczeniowych wraz z każdym zrealizowanym cyklem zmęczeniowym [45, 138, 142]. Sposób określenia tych uszkodzeń i przebieg ich sumowania wiąże się najczęściej z przebiegiem zmian własności badanych materiałów czy elementów w trakcie procesu zmęczenia (np. [13, 45, 52, 95, 125, 156]).

Hipotezy fenomenologiczne wykorzystywane dla tworzyw sztucznych podzielić można na parę grup. Obejmują one hipotezy:

- kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych przejęte wprost z analiz przebiegu procesu w badaniach zmęczeniowych metali (głównie liniowe i uogólnione), np. [3, 45, 155],
- oparte na analizie zmienności wielkości mechanicznych w trakcie procesu zmęczenia, takich jak np. wytrzymałość resztkowa, moduł sprężystości, sieczny, dynamiczny itd., np. [52, 109, 156, 157],
- powiązane ze zmiennościami wielkości niemechanicznych np.: sygnału akustycznego, temperatury samowzbudnej, np. [86, 87, 115, 117],
- powstałe w wyniku połączenia dwóch lub trzech z powyższych grup hipotez, np. [95, 114], w tym oparte na koncepcji istnienia linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych [18, 112, 137].

Poza wyżej wymienionymi spotkać także można hipotezy statystyczne [136] oparte na związkach statystycznych pomiędzy wynikami badań uzyskanymi w warunkach obciążeń stałoamplitudowych a wynikami dla obciążeń eksploatacyjnych czy im odpowiadających lub dla nich reprezentatywnych.

W analizach procesu zmęczenia najczęściej występują dwa podejścia - naprężeniowe i odkształceniowe. W pierwszym z nich wszelkie zależności i związki opisujące przebiegi procesu zmęczenia odnosi się do naprężenia, w drugim do odkształcenia (całkowitego, plastycznego). Podejście pierwsze stosowane jest głównie dla zakresu wysokocyklowego zmęczenia, drugie tradycyjnie dla zakresu niskocyklowego. W ostatnich latach znaczne uznanie zdobyło podejście energetyczne, zapoczątkowane w badaniach metali [39, 40]. W podejściu tym przyjmuje się za kryterium zniszczenia energię odkształcenia sprężystego, energię dyssypacji lub ich kombinacje czy części. Zakłada się, iż opis trwałości zmęczeniowej na drodze rozważań energetycznych jest pełniejszy niż tylko w ujęciu naprężeniowym czy odkształceniowym, bowiem uwzględni interakcje naprężeń i odkształceń w czasie procesu zmęczenia [64]. Kryteria energetyczne mogą zatem opisywać zmęczenie w całym jego zakresie, a opisy mogą być wobec tego bardziej uniwersalne. Wydaje się, że specyficzne własności tworzyw sztucznych predestynują je właśnie do analiz energetycznych. Jednak analizy tego rodzaju, jak wskazuje przegląd dostępnej literatury przedmiotu, pojawiają się dotychczas sporadycznie.

Stosowanie wzmocnień tworzyw sztucznych w postaci, np. włókien szklanych, węglowych, ciętego rovingu itd. umożliwia już na etapie projektowania elementów konstrukcyjnych programowanie ich własności z punktu widzenia rodzaju obciążenia, jego wielkości czy też, np. ciężaru i szywności w określonym kierunku. Stąd też szczególne

zainteresowanie tego typu tworzywami (np. [10, 20, 32, 34, 38, 68]) i potrzeba szeroki ich badań.

1.2. Główne kierunki badań zmęczeniowych tworzyw sztucznych

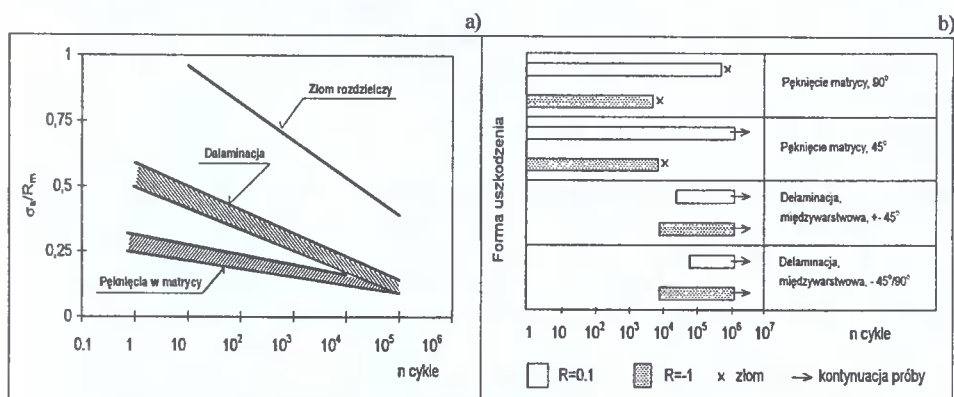
Jak wspomniano wcześniej, początek badań zmęczeniowych tworzyw sztucznych datowany jest na lata czterdzieste, przy czym były one pełnym naśladownictwem badań prowadzonych na próbkach i elementach metalowych. Dopiero od początku lat siedemdziesiątych zaczęto uwzględniać ich specyficzne cechy. Na podstawie analizy dostępnej literatury można wyróżnić w okresie ostatniego 15-lecia następujące główne kierunki badań: badanie nowych materiałów, programowanie żywotności polimerów, określanie mechanizmów niszczenia, zastosowanie mechaniki pęknięcia w opisie zniszczenia i poszukiwania metod oceny trwałości.

Badanie nowych materiałów obejmuje przede wszystkim badania zmęczeniowe materiałów o zmiennej strukturze wzmocnienia czy wypełnienia, natomiast rzadko rzeczywiście nowych tworzyw, które powstają dla specyficznych zastosowań i najczęściej chronione są ścisłą tajemnicą. Stąd, przykładowo, wymienić można prace przedstawiające badania, które mają prowadzić do uzyskania materiału quasi-izotropowego [100] (ośmiowarstwowy laminat epoksydowo-węglowy $45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ/45^\circ$), czy materiału o zróżnicowanej strukturze wzmocnienia w przestrzeni - trójwymiarowy kompozyt węglowy 3PCC [24]. Do tej grupy zaliczyć także można badania zmęczeniowe laminatu hybrydowego epoksydowo-szklano-węglowego w układzie jednokierunkowym i quasi-izotropowym [48], a również liczne badania przedstawiające wpływ ułożenia warstw i ich rodzaju w kompozycie na jego właściwości, np. [5, 18, 112, 117, 126, 141]. Nowe materiały w tym rozumieniu to także odpowiednie ich półprodukty, np. tzw. prepregi (SMC) o spoiwie termoplastycznym [165] czy żywicznym, np. [2, 9, 148, 149], stanowiące punkt wyjścia do prasowania formującego czy kształtowania nawojowego.

Możliwości programowania trwałości zmęczeniowej istnieją przede wszystkim na etapie wytwarzania elementu. Dla tworzyw wtryskowych wykazywano istotny wpływ na trwałość zmęczeniową przede wszystkim ciśnienia wtrysku [80, 161], którego sposób oddziaływania zależy jest nie tylko od rodzaju wzmocnienia, poziomu obciążenia czy stabilizacji czasowej, ale także kierunku wtrysku i rozplywu tworzywa w formie. Dla tworzyw chemoutwardzalnych badano zmiany trwałości w wyniku zmian ciśnienia i temperatury utwardzania oraz czasu trwania tego procesu przy odpowiedniej temperaturze i ciśnieniu [50]. Stwierdzono, iż najwyższe trwałości uzyskuje się dla kompozytów, które w wyniku tych działań mają dużą gęstość osnowy. Wiele prac dotyczy wpływu dodatków na własności kompozytów - w tym najczęściej wzmocnień. Dotyczy to tworzyw termoplastycznych (w zakresie włókien szklanych i węglowych - najczęściej krótkich), np. semikrystalicznych PA66 [82], PPS [59, 71], PBT [56], PET [59], amorficznych PC, PSUL, PAI [71] czy mieszkankowych PA + PPS [59], dla których próbuje się określić optymalne zawartości włókna ze względu na wytrzymałość zmęczeniową [141]. Dla kompozytów z osnową chemoutwardzalną analizuje się również możliwości ich wzmocnienia włóknami szklanymi, np. [2, 8, 43, 75, 89, 115, 148], węglowymi i grafitowymi [16, 58, 100, 157, 158], aramidowymi [66], borowymi [26, 85] czy w układzie hybrydowym [26, 48, 51] wzmocnieniem, np. włóknami szklanymi i grafitowymi, borowymi i aluminiowymi jednocześnie. W tych przypadkach rozpatruje się wzmocnienia tak włóknami długimi (w tym w postaci tzw. nośników ciągłych - maty, tkaniny), jak

i krótkimi w zakresie prepregów R-SMC [2, 111]. Analizie z punktu widzenia wytrzymałości zmęczeniowej poddawane są także tworzywa z innymi niż wzmacniające dodatkami, np. spieniaczami [89], dodatkami skurczowymi [111], wypełniaczami mineralnymi [25, 111] czy np. gumą [14] (GTPMMA), której zadaniem jest zwiększenie podatności badanego tworzywa. Wszystkie te działania mają prowadzić do tego, by móc prognozować zachowania zmęczeniowe tych tworzyw konstrukcyjnych.

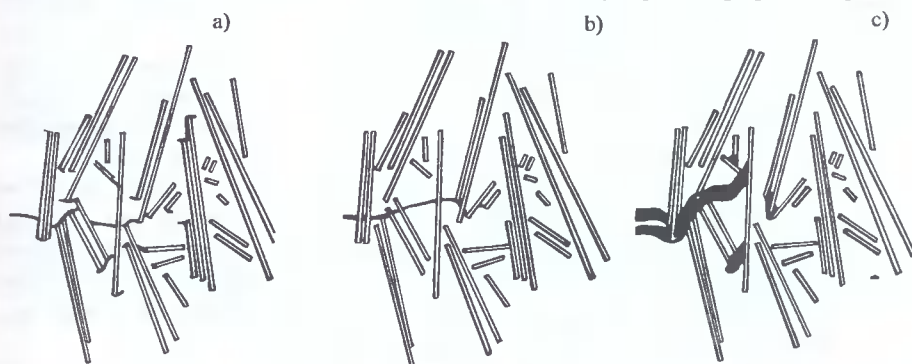
Obciążenie zmienne wywołuje w materiale określone zmiany i zjawiska zmęczeniowe, jeśli obciążenie to jest odpowiednio wielkie i działa przez odpowiednią liczbę cykli. Zmiany te i zjawiska odpowiadają za mechanizmy niszczenia. W literaturze spotkać można trzy rodzaje analiz. Analizy pierwsze traktują kompozyty jako materiały makroskopowo monolityczne, które otrzymano w wyniku połączenia różnych komponentów i których właściwości są inne, najczęściej lepsze, w porównaniu z właściwościami każdego z tych komponentów osobno i są zależne od ich udziału objętościowego [165]. Przy tym podejściu i mechanizmy niszczenia traktowane są makroskopowo - od stanu dziewięczonego poprzez pojawienie się i narastanie zabielenia, pojawienie się makropęknięcia, aż do złomu rozdzielczego bądź utraty własności użytkowych [20, 25, 68, 156]. Tak traktowany mechanizm niszczenia jest wiązany najczęściej ze zmianami własności materiału (próbki czy elementu) takimi, jak wytrzymałość resztkowa [13, 45, 95] czy np. sztywność [21, 160]. W podejściu drugim kompozyt rozpatruje się w kategoriach poszczególnych warstw i oddziaływań pomiędzy nimi [114], a w ramach warstw odpowiednich oddziaływań pomiędzy osnową a różnie usytuowanym względem obciążenia włóknem oraz procesem przemieszczania się pęknięcia w takim układzie materiałowym [15, 73, 79, 89, 107, 117]. W procesie niszczenia opisuje się wówczas zjawiska takie jak odspajanie, pęknięcia w osnowie, delaminacja, pęknięcia włókien i separacja. Ich charakterystyczne obszary pojawienia i występowania, jako przykładowe dla laminatów, przedstawiono na rys.1.1. W zależności od sposobu obciążenia, rodzaju wzmocnienia różne z tych zjawisk dominują - przykładowo dla laminatów jednokierunkowych stwierdzono jako dominujące kombinacje pęknięcia osnowy i międzypowierzchniowej delaminacji [50]. Podobne analizy prowadzono dla żywic z krótkim włóknem szklanym (np. [9]) oraz kompozytów termoplastycznych [67, 72].



Rys.1.1. Charakterystyczne obszary przebiegu uszkodzeń dla: laminatu poliestrowego wzmocnionego matą szklaną E podczas jednostronnego rozciągania a), laminatu epoksydowego wzmocnionego włóknem grafitowym w układzie $[(0, \pm 45, 90)_6]_s$ podczas osiowego obciążenia o $R = 0,1$ i -1 b) [70]

Podejściem trzecim do opisu mechanizmów niszczenia jest traktowanie niszczenia jako sumowania oddziaływań lokalnych procesów na poziomie włókien i osnowy [106, 108]. Wg takiego sposobu rozpatrywania mechanizmów niszczenia, punktem wyjścia do analiz jest w pełni rozpoznany stan materiału i stan naprężeń. W materiale zostają wydzielone elementy krytyczne i subkrytyczne. Każde pojawienie się jakiegokolwiek formy niszczenia, a więc wystąpienie pęknięcia włókna czy osnowy, odspojenia włókna od osnowy, jego wyrwanie czy delaminacja powoduje, iż stan naprężenia w obszarze jej wystąpienia ulegnie zmianie - pojawią się elementy subkrytyczne. Zmieni się zatem odpowiedź materiału na obciążenie zewnętrzne, pojawią się inne formy niszczenia itd. Takie właśnie podejście do mechanizmów niszczenia zaprezentowano dla analizy uszkodzeń laminatu epoksydowego wzmocnionego włóknem węglowym (długim, krótkim, tkaniną typu satynowego) [117, 118] przy różnej kombinacji ułożenia wzmocnienia. Modelem tym wspomniano się także przy analizie mechanizmów niszczenia dla prepręgu poliestrowego z losowo zorientowanym krótkim (25 mm długości) włóknem szklanym [9].

Kolejną grupę badań stanowią badania związane z rozwojem pęknięcia. Dla tworzyw termoplastycznych (niewzmocnionych i wzmocnionych) analizy dotyczą formowania się i rozwoju makropęknięcia. Rozwój ten rozpatrywany jest i opisywany metodami wywodzącymi się z mechaniki pękania. W pracy [143] przedstawiono pięć najbardziej reprezentatywnych opisów funkcji rozwoju pęknięcia dla tej grupy tworzyw (PS, PE, PC, PMMA, PA66, PCW), poczynając od klasycznego opisu *Parisa* do opisów uwzględniających asymetrię obciążenia i wartości progowe współczynnika intensywności naprężenia, a także częstotliwość obciążenia. Pojawienie się wzmocnienia (w tym przypadku krótkich włókien) proces rozwoju pęknięcia dodatkowo komplikuje. Modelowe przebiegi takiego rozwoju w zależności od własności tworzywa i wielkości sił adhezji przedstawiono na rys.1.2 [15]. Widoczne jest, że w zależności od tych czynników występują różne zjawiska i one decydują o określonym przebiegu procesu pękania.



Rys.1.2. Modelowy przebieg rozprzestrzeniania się pęknięcia w termoplastyce zbrojonej krótkim włóknem szklanym: przy dobrej adhezji pomiędzy włóknem a osnową oraz kruchej osnowie a), przy złej adhezji pomiędzy włóknem a osnową oraz kruchej osnowie b), dla plastycznej osnowy c)

W ostatnim czasie pojawiły się też prace wiążące analizę rozwoju pęknięcia z kryteriami energetycznymi np. [28, 98]. W przypadku laminatów większość analiz dotyczy rozwoju mikropęknięć i pojawienia się makropęknięcia. W związku z warstwową ich budową i różnym usytuowaniem włókien względem obciążenia rozpatruje się przede

wszystkim związku pomiędzy trwałością a np. liczbą pęknięć na jednostkę obserwowanej powierzchni [42, 60, 150], czy gęstością mikropęknięć [9], stopniem zabielenia [31] lub wielkością strefy mikropęknięć [16, 17].

Badania związane z poszukiwaniem metod oceny trwałości zostaną przedstawione, jako wyodrębnione, w rozdziale 2.

1.3. Cel i zakres pracy

Dokonany przegląd dostępnej literatury wskazał celowość stosowania podejścia energetycznego w analizach procesu zmęczeniowego niszczenia tworzyw sztucznych.

Zasadniczym celem pracy jest opracowanie energetycznego kryterium zniszczenia zmęczeniowego dla konstrukcyjnych kompozytów polimerowych, charakteryzującego proces niszczenia w całym zakresie zmienności naprężeń oraz opracowanie energetycznej hipotezy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych. Cele dodatkowe stanowią: analiza nieenergetycznych kryteriów zmęczenia na podstawie badań literaturowych oraz próba opisu fenomenologicznego pętli histerezy.

Zasadnicze cele pracy będą realizowane poprzez analizę energetycznych zachowań konstrukcyjnych kompozytów polimerowych w warunkach obciążeń stałoamplitudowych i obciążeń ze stopniowo narastającą amplitudą.

Praca podzielona została na sześć rozdziałów.

W rozdziale pierwszym, poza wprowadzeniem określającym genezę pracy, przedstawiono główne kierunki badań zmęczeniowych tworzyw sztucznych, cele i zakres pracy.

Rozdział drugi stanowi omówienie studiów literaturowych, dotyczących nieenergetycznych kryteriów zmęczenia i ich wykorzystania w ocenie trwałości zmęczeniowej. Przedstawiono na tle hipotez fizycznych, fenomenologiczne hipotezy kumulacji uszkodzeń, liniowe i nieliniowe oraz oparte na zmienności wytrzymałości resztkowej i modułów oraz wielkości niemechanicznych. Rozdział ten zamykają wnioski dotyczące aktualnego stanu wiedzy i wytyczne do badań własnych.

W rozdziale trzecim przedstawiono na podstawie danych literaturowych analizę podejścia energetycznego w rozważaniach przebiegu procesu zmęczenia tworzyw sztucznych. Wykazano jej fragmentaryczność i luki w zakresie odniesienia parametrów energetycznych do trwałości. Sformułowano także wytyczne do badań własnych.

Rozdział czwarty obejmuje opis badań własnych i przedstawienie ich wyników. Badania główne prowadzono na płaskich próbkach wykonanych z laminatu poliestrowego o zróżnicowanym wzmocnieniu w warunkach obciążeń stałoamplitudowych i ze stopniowo narastającą amplitudą w obu przypadkach przy $R = -1$ i $R = 0,1$. Badania dodatkowe prowadzono na elemencie konstrukcyjnym w postaci ogniwa przenośnika zbożowego wykonanego z wtryskowego tworzywa konstrukcyjnego - Itamidu 35.

W rozdziale piątym dokonano analizy przebiegów zmienności parametrów energetycznych w trakcie procesu zmęczenia. Wskazano kryterium zniszczenia zmęczeniowego. Zaproponowano energetyczną hipotezę kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych opartą na założeniu istnienia linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych. Przedstawiono możliwości przyspieszenia badań poprzez zastosowanie obciążenia ze stopniowo narastającą amplitudą, których celem jest wyznaczenie wybranych parametrów energetycznych oraz określenie bezpiecznej trwałości zmęczeniowej. Zaproponowano fenomenologiczny opis pętli histerezy i przedstawiono jego weryfikację.

Wnioski końcowe z pracy przedstawiono w rozdziale szóstym.

2. HIPOTEZY KUMULACJI USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH KONSTRUKCYJNYCH TWORZYW SZTUCZNYCH

W trwałości zmęczeniowej wyróżnić można dwa etapy. Etap I związany jest z pojawieniem się lokalnych zjawisk zmęczeniowych (odkształceń plastycznych, lokalnych osłabień i umocnień materiału), aż do wystąpienia mikropęknięć i ich rozwoju (w przypadku tworzyw zbrojonych - poprzez mikropęknięcia osnowy, włókien, odspajanie i wyciąganie włókien). Etap II wiąże się z pojawieniem się makropęknięcia i jego rozwoju, aż do złomu rozdzielczego lub utraty żądanej nośności elementu. Udział poszczególnych etapów w całkowitej trwałości zmęczeniowej może być bardzo różny w zależności od szeregu czynników związanych z cechami materiałowymi i geometrycznymi elementu oraz poziomu obciążenia [131]. W przypadku laminatów, których struktura różnie zorientowanych względem obciążenia warstw utrudnia formowanie i rozwój makropęknięcia, udział II etapu może być nieznaczny, np. [9]. Zatem metody obliczeń oparte na zastosowaniu tylko teorii rozwoju pęknięć zmęczeniowych, z założenia stosowane do wyznaczania trwałości zmęczeniowej elementów z pęknięciami (inicjatorami pęknięcia) i jedynie w etapie rozwoju tych pęknięć, w przypadku konstrukcyjnych tworzyw sztucznych, a zatem i kompozytów polimerowych, będą miały ograniczone zastosowanie. W przypadku, gdy udział etapu rozwoju pęknięcia będzie nieznaczny, metody te nie znajdują praktycznego zastosowania.

Metody oceny trwałości zmęczeniowej oparte są na zastosowaniu hipotez fizycznych strukturalnych i hipotez sumowania uszkodzeń zmęczeniowych, rzadziej hipotez statystycznych.

Metody oparte na hipotezach fizycznych związane są z koncepcjami uwzględniającymi aspekty fizykalno-strukturalne procesu zmęczenia. Według [131] bazują one na klasycznym równaniu *Arrheniusa-Boltzmana*, które po modyfikacji w celu przystosowania go do różnych rodzajów obciążenia, temperatur i różnych stanów fizycznych tworzywa ma postać:

$$\tau = \tau_0 \cdot F(\sigma, T) \cdot \exp\left(\frac{U_0 - \gamma_0 \sigma}{kT}\right), \quad (2.1)$$

gdzie: τ - „czas życia osiadłego” (czas do wystąpienia złomu), τ_0 - czas charakterystyczny o rzędzie wielkości odpowiadającym okresowi drgań własnych atomów ($\sim 10^{-12}$ s), U_0 - energia aktywacji procesu zniszczenia, γ_0 - parametr strukturalny materiału dla badanego procesu, T - temperatura przebiegu procesu, k - stała *Boltzmana*, $F(\sigma, T)$ - funkcja charakterystyczna dla badanego procesu zależna od stanu fizycznego i cech strukturalnych tworzywa oraz parametrów stanu naprężenia i temperatury.

Rola naprężenia σ polega na obniżeniu energii aktywacji rozerwania wiązań, a także na przeciwdziałaniu efektowi rekombinacji już rozerwanych wiązań [50]. Według tej hipotezy proces niszczenia można podzielić na trzy stadia: wzbudzenie rozrywanych wiązań przez obciążenie mechaniczne oraz zerwanie tych wiązań przez obciążenie mechaniczne, kumulacja zerwanych wiązań z tworzeniem mikropęknięć i złom. Problemem

otwartym pozostaje zastosowanie zależności (2.1) dla kompozytów, w których występują różne materiały.

Ponieważ zależność (2.1) obowiązuje tylko dla σ i T stałych w czasie, po modyfikacji Żurkowa, Eyrlinga, Bartieniewa i Tabolsky'ego (za [65, 105, 116]), powiązано ją z kryterium Bailey'a [83] o następującej postaci:

$$\sum_{i=1}^n \frac{\Delta t_i}{\tau_i} = 1, \quad (2.2)$$

gdzie: τ_i - trwałość polimeru przy działaniu naprężenia σ_i , Δt_i - rzeczywisty czas działania naprężenia.

Postać całkowa tego kryterium, pierwotnie sformułowanego na potrzeby badań w warunkach statycznych, dla zmiennych w czasie naprężenia i temperatury pracy, przedstawia się następująco:

$$\int_0^{t_z} \frac{dt}{\tau[\sigma(t), T(t)]} = x, \quad (2.3)$$

gdzie: t_z - całkowity czas życia, x - współczynnik korekcyjny.

Wprowadzony współczynnik korekcyjny x - bliżej nie określony - oczywiście może obejmować wszelkie niedoskonałości metody. W dostępnej literaturze spotyka się jedynie wycinkową weryfikację tej metody, która może dać dobre rezultaty tylko w bardzo ściśle określonych warunkach badań [83].

Jak pisze Kocańda [61], na podstawie przeglądu literatury dotyczącej hipotez zmęczenia metali, trudno jest mówić o jakiegokolwiek uogólnionej hipotezie fizycznej. Notuje się okresowe nawroty do wcześniejszych propozycji, uzupełniając je i pogłębiając, co jednak tylko w niewielkim stopniu przybliży do poznania procesu zmęczenia. Zróżnicowane bardzo istotnie struktury badanych materiałów, różnorodne ich stany zależne od historii obciążenia czy wpływów środowiska wskazują, iż i w przyszłości oczekiwać można jedynie hipotez fizycznych o wyrażnie ograniczonym zakresie stosowalności. Pozostaje się więc przy opisie fenomenologicznym, któremu dodają nowych wartości coraz lepsze narzędzia badawcze w postaci doskonalszych metod i stanowisk eksperymentalnych oraz precyzyjniejszych opisów matematycznych wykorzystujących zwłaszcza komputery.

W zdecydowanej większości metody obliczeniowe oparte są zatem na fenomenologicznych hipotezach kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych. Hipotezy te w znacznej części są oczywiście słabo fizycznie uzasadnione, lecz umożliwiają przeprowadzenie, w wielu przypadkach, dostatecznie dokładnych obliczeń [62]. W metodach tych wprowadza się pewną funkcję uszkodzenia D , której wartość zależy od poziomu stosowanego naprężenia (wg [64] wartości zmiennej kontrolującej proces zmęczenia - zatem nie wyłącznie naprężenia, ale także np. odkształcenia, energii odkształcenia przypadającej na cykl zmęczeniowy), liczby zrealizowanych cykli zmęczeniowych, częstotliwości zmian obciążenia, geometrii elementu, czynników wpływu środowiska itd. Uszkodzenie może być zatem opisane jako następująca funkcja:

$$D = F(\sigma, n, f, T, w, \dots), \quad (2.4)$$

gdzie: σ - poziom naprężenia stosowanego (najczęściej σ_a lub σ_{max}), n - liczba zrealizowanych cykli zmęczeniowych, f - częstotliwość, T - temperatura, w - wilgotność.

W zdecydowanej większości przypadków przyjmuje się niezmiennosc częstotliwości i warunków środowiskowych. W analizach nie uwzględnia się także przyrostów temperatury materiału (temperatury samowzbudnej) podczas próby zmęczeniowej. W ten sposób funkcję uszkodzenia redukuje się do postaci:

$$D = F(\sigma, n), \quad (2.5)$$

a zatem w uproszczeniu przyjmuje się, że uszkodzenie (tu nie definiowane fizycznie czy przypisane odpowiedniej mierze fizycznej) zależy od poziomu obciążenia i zrealizowanej na tym poziomie liczby cykli. Innym, często spotykanym zapisem tej funkcji jest jej następująca postać:

$$D = f(n/N), \quad (2.6)$$

gdzie: N - trwałość zmęczeniowa dla poziomu naprężenia σ_a czy σ_{max} .

Dalej, w hipotezach kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych, przyjmuje się, że w przypadku gdy mamy do czynienia z materiałem bez historii obciążenia:

- przy obciążeniu o stałej amplitudzie:

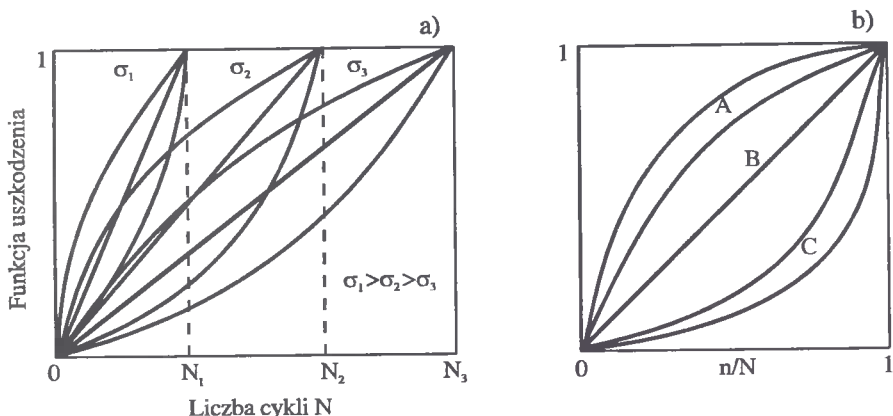
$$\begin{aligned} D &= 0, \quad \text{gd}y \ n = 0 \\ D &= 1, \quad \text{gd}y \ n = N; \end{aligned} \quad (2.7a)$$

- przy obciążeniu wielostopniowym:

$$\begin{aligned} D &= 0, \quad \text{gd}y \ n = 0 \\ D &= \sum_{i=1}^k \Delta D_i = 1, \quad \text{przy zniszczeniu zmęczeniowym,} \end{aligned} \quad (2.7b)$$

gdzie: k - liczba zrealizowanych stopni obciążenia, ΔD_i - uszkodzenie odpowiadające zrealizowaniu n_i cykli na poziomie naprężenia σ_i .

Zakłada się ponadto powszechnie, iż funkcje uszkodzenia są funkcjami monotonicznie rosnącymi. To założenie, jak wynika z prac [74, 128, 130, 161], w przypadku tworzyw sztucznych nie dla każdego warunków jest prawdziwe, bowiem np. „odpoczynek” (czasowe odciążenie lub czasowe obciążenie statyczne) może powodować „zdrowienie” tworzywa - dotyczy to zarówno tworzyw termoplastycznych [161], jak i chemoutwardzalnych [128]. Podobnie, przy obciążeniach wielostopniowych - zwłaszcza dla stopni o znacznej liczbie cykli, dla których jest możliwe istotne obniżenie lub podwyższenie temperatury samowzbudnej, monotoniczność funkcji uszkodzenia może być zaburzona. W dostępnej literaturze nie natrafiono na hipotezę kumulacji uwzględniającą te zachowania, poza pracą [137], w której przyjęto założenie, iż „zdrowienie” następuje w przypadku przejścia z obszaru niszczenia cieplnego w obszar niszczenia mechanicznego. Przykładowe przebiegi funkcji uszkodzenia dla trzech poziomów naprężenia σ_1 , σ_2 i σ_3 mogłyby wyglądać jak na rys.2.1a.



Rys.2.1. Funkcja uszkodzenia D jako funkcja: liczby cykli w zależności od poziomu naprężenia σ a), względnej liczby cykli dla trzech tendencji niszczenia A, B i C b)

Funkcje te mogą zatem, wraz ze wzrostem liczby cykli, wykazywać liniowy przyrost uszkodzenia - tendencja B i stałą wartość prędkości przyrostu uszkodzenia ($dD/dn = \text{const}$), rosnącą prędkość uszkodzenia - tendencja C i dD/dn monotonicznie rosnącą, malejącą prędkość uszkodzenia - tendencja A i dD/dn monotonicznie malejącą. Przebiegi te w zależności od względnej liczby cykli przedstawiono na rys.2.1b. Według danych literaturowych zachowanie większości materiałów, bez względu na poziom obciążenia, podlega jednej tendencji. W pracy [53] przedstawiono analizę 20 różnych hipotez kumulacji uszkodzeń (modeli uszkodzeń), z czego jedynie dwa modele dopuszczały możliwość zmiany tendencji niszczenia, a najczęściej pojawiała się tendencja A. Badania własne [98, 135, 136] prowadzone na poliamidzie 6 wzmocnionym krótkim włóknem szklanym (Itamid 35) wskazywały jednak na odmienną procesów niszczenia w zależności od poziomu naprężenia. Dwa typy przebiegów zmian temperatury samowzbudnej będącej pewnym „parametrem prognozującym” [161] tych procesów, pozwalały na wnioskowanie o różnej kinetyce niszczenia dla wydzielonych dwóch zakresów zmęczenia mechanicznego i cieplnego.

W przypadku obciążeń dwustopniowych szacowanie trwałości wiąże się z założeniem, iż uszkodzenie, od którego rozpoczyna się proces niszczenia na stopniu drugim o naprężeniu σ_2 , jest uszkodzeniem wprowadzonym przez n_1 cykli o naprężeniu σ_1 , tj.:

$$D_1 = D_{12} \quad (2.8)$$

lub zgodnie z równaniem (2.6)

$$f(n_1 / N_1) = f(n_{12} / N_2), \quad (2.9)$$

gdzie: n_{12} - ekwiwalentna liczba cykli zrealizowanych przy naprężeniu σ_2 , dająca efekt uszkodzenia odpowiadający realizacji n_1 cykli przy naprężeniu σ_1 .

Wówczas trwałość całkowitą - do wystąpienia uszkodzenia - określa się jako:

$$N = n_1 + n_r, \quad (2.10)$$

gdzie: n_r - przewidywana trwałość na poziomie naprężenia σ_2 , zwana często trwałością resztkową.

Jej wartość określa zależność:

$$n_r = N_2 - n_{12} . \quad (2.11)$$

Graficzną interpretację procesu kumulacji uszkodzeń dla obciążenia dwustopniowego przedstawiono schematycznie na rys.2.2-a2 i b2 dla materiałów wykazujących i nie wykazujących różne tendencje niszczenia.

W przypadku obciążeń wielostopniowych procedurę od równania (2.8) do (2.11) traktuje się jako początkową, by określić uszkodzenie po realizacji dwóch stopni:

$$D_1 + D_2 = D_{23}$$

lub

$$f\left[\frac{(n_{12} + n_2)}{N_2}\right] = f(n_{23} / N_3) \quad (2.12)$$

lub po realizacji (k - 1) stopni

$$\sum_{i=1}^{k-1} D_i = D_{(k-1)k}$$

lub

$$f\left[\frac{(n_{(k-2)(k-1)} + n_{(k-1)})}{N_{(k-1)}}\right] = f(n_{(k-1)k} / N_k) . \quad (2.13)$$

Trwałość wówczas określona jest następującą zależnością:

$$N = \sum_{i=1}^{k-1} n_i + n_r , \quad (2.14)$$

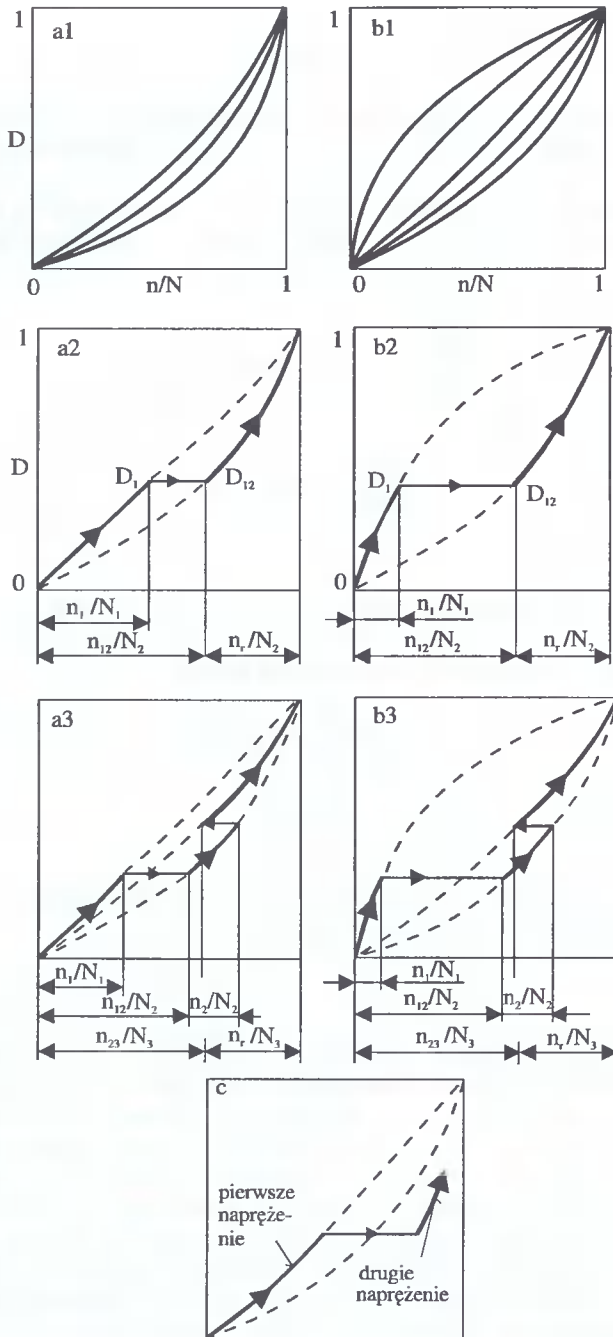
gdzie:

$$n_r = N_k - n_{(k-1)k} . \quad (2.15)$$

Należy zwrócić uwagę, iż uszkodzenie D_i (dla $i > 1$) nie odpowiada wartości funkcji $f(n_i / N_i)$, gdyż zależy od historii obciążenia:

$$D_i = f\left[\frac{(n_{(i-1)i} + n_i)}{N_i}\right] - f(n_{i-1} / N_{i-1}) \neq f(n_i / N_i) . \quad (2.16)$$

Na rys.2.2 a3 i b3 przedstawiono schematy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych dla obciążeń trójstopniowych. W przypadku tego rysunku oraz rys.2.2-a2 i b2 dla obciążeń dwustopniowych przyjęto, iż warunek (2.7b) jest spełniony - brak jest interakcji pomiędzy procesami uszkodzeń przy zmianie naprężeń. Nie uwzględniono zatem na tych rysunkach takiej możliwości, iż realizacja obciążenia σ_1 przez n_1 cykli spowoduje np. istotną zmianę własności materiału [133, 161], skutkiem czego aktualna funkcja uszkodzenia dla σ_2 będzie różna od takiej funkcji dla σ_2 bez historii obciążenia. Oczywiście powoduje to zdecydowane skomplikowanie procedury obliczeniowej. Schematyczny przebieg procesu kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych przy interakcji naprężeń przedstawiono na rys.2.2c. Proces uszkodzenia po pierwszym stopniu realizowany jest wg funkcji o innym przebiegu, a uszkodzenie następuje przy $D \neq 1$. Pewne elementy takiego sumowania uszkodzeń przedstawiono w pracach [136, 137, 142].



Rys.2.2. Ilustracje graficzne przebiegu procesu kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych dla materiałów o: jednakowej tendencji niszczenia a), różnej tendencji niszczenia b), występującej interakcji naprężeń c), przy dwustopniowym obciążeniu - 2 i trójstopniowym - 3

Praktyczne zastosowanie hipotez kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych do oceny trwałości zmęczeniowej wymaga znajomości własności statycznych i zmęczeniowych oraz funkcji uszkodzenia. Znajomość własności zmęczeniowych w zasadzie sprowadza się do opisu krzywych zmęczeniowych w układzie naprężeniowym, odkształceniowym czy energetycznym. Ich położenie jest odzwierciedleniem stanu czynników technologicznych i konstrukcyjnych dla próbki - elementu oraz tej części z czynników eksploatacyjnych, które w danej ocenie (badaniach) przyjęto jako stałe lub zmienne, ale w zakresie nieistotności wpływu na trwałość.

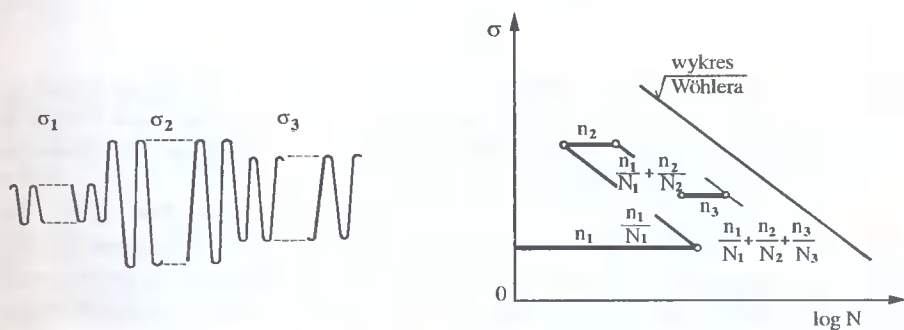
Funkcję uszkodzenia opisuje się poprzez przypisanie jej a priori pewnego modelu lub określenie zmienności pewnych wskaźników (często zwanych parametrami prognozującymi) w trakcie procesu zmęczenia. Wskaźniki te opisują zmienność własności materiałów lub dotyczą zjawisk towarzyszących procesowi zmęczeniowego niszczenia.

2.1. Hipotezy liniowe i uogólnione

Do grupy tej zaliczyć można przede wszystkim hipotezy o postaci hipotezy *Palmgrena-Minera* (P-M) z jej modyfikacjami i uogólnieniami. Hipoteza P-M, uznawana za najstarszą (*Palmgren 1924, Miner 1945*), jest hipotezą liniową o postaci:

$$D_i = \frac{n_i}{N_i} \quad \text{i} \quad D = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1,0 \quad (2.17)$$

opracowaną dla metali [131]. Jej ilustrację graficzną przedstawiono na rys.2.3.



Rys.2.3. Ilustracja graficzna kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych wg hipotezy *Palmgrena-Minera*

Wykorzystanie tej hipotezy dla szacowania trwałości, poza oczywiście danymi o obciążeniu, wymaga znajomości wykresu zmęczeniowego, tzn. relacji pomiędzy naprężeniem a trwałością oraz granicy zmęczenia Z_G , bowiem z założenia zakres jej stosowania ograniczony jest dla $\sigma_i > Z_G$. To ostatnie założenie, w przypadku konstrukcyjnych tworzyw sztucznych ma ograniczone znaczenie, bowiem zdecydowana większość z tych materiałów nie wykazuje takiej granicy [143, 161]. Prostota hipotezy P-M spowodowała, iż jest ona najczęściej stosowaną, mimo że wartość sumy uszkodzeń D z zależności (2.17) dla 561 danych z badań, wg [131], wahała się w granicach 0,1 - 10. Trudno się zatem dziwić, iż i dla tworzyw podejmowano próby jej wykorzystania. Według danych literaturowych dla obciążeń dwustopniowych okresowo powtarzanych (dwustopniowy

blok obciążeń) [74, 161] stopień uszkodzenia wahał się od 0,442 dla żywicy epoksydowej wzmocnionej włóknem szklanym przy rozciąganiu - ściskaniu do 1,956 dla tej samej żywicy przy jednostronnym rozciąganiu i od 0,575 do 0,669 dla poliformaldehydu w stałomomentowej próbie giętno-obrotowej.

Dla obciążeń dwustopniowych, dla których na stopniu drugim eksperyment prowadzono aż do złomu, próbowano powiązać wartość stopnia uszkodzenia z relacją pomiędzy σ_1 a σ_2 . Dla laminatu epoksydowego [13, 154] stwierdzono, że gdy $\sigma_1 < \sigma_2$ (obciążenie typu Low-High (Lo-Hi)) stopień uszkodzenia przyjmuje wartości mniejsze lub równe 1, natomiast gdy $\sigma_1 > \sigma_2$ (obciążenie typu High-Low (Hi-Lo)), wartości większe lub równe 1. Natomiast wyniki zamieszczone w pracach [54, 74, 96, 161], a dotyczące poliamidu, polimetakrylanu metylu, wzmocnionej żywicy epoksydowej wykazały tendencję odwrotną. Dla obu przypadków suma uszkodzeń wahała się od 0,29 do 1,695, a dla jednego przypadku przy badaniach poliamidu blokowego wynosiła aż do 12,833 [161]. Dla obciążeń wielostopniowych, standaryzowanych typu FALSTAFF, TWIST dla laminatów stosowanych w lotnictwie przy elementach bez karbów, z otworem, elementów spajanych i łączonych śrubowo [35, 36, 37, 152] suma uszkodzeń w zdecydowanej większości przypadków była mniejsza od 1 (od 0,1 do 1,1).

Przedstawione tu odstępstwa co do wartości funkcji uszkodzenia przy zniszczeniu próbki - elementu spowodowały poszukiwania modyfikacji hipotezy P-M. *Wallgren* i *Serensen* (za [131]) uznali dla elementów metalowych, na podobieństwo kryterium *Bailey'a* - zależność (2.3), że

$$D = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = a \quad , \quad (2.18)$$

gdzie a jest współczynnikiem korekcyjnym. Jego wartość wg *Wallgrena* mieści się w przedziale 0,5 - 3,0 i zależy od warunków badań, natomiast wg *Serensena* wartość a zależy od rozkładu amplitud w widmie obciążenia oraz uwzględnienia w sumowaniu części naprężeń leżących poniżej granicy zmęczenia.

Dla tworzyw konstrukcyjnych podobne modyfikacje przedstawił *Prinz* [102] - nie podał on jednak wskazań co do doboru czy określenia wartości a z zależności (2.18). Inne podejście, na podstawie badań wzmocnionej tkaniną szklaną żywicy poliestrowej, przedstawili *Tanimoto*, *Amijima* i *Ishikawa* [142]. Zaproponowali oni dla widm wielostopniowych następującą postać równania P-M:

$$\sum_{i=1}^{k-1} \frac{n_i}{N_i} + \delta \cdot \frac{n_k}{N_k} = 1 \quad , \quad (2.19)$$

w którym δ jest współczynnikiem modyfikującym. Wartość tego współczynnika, dla badanego tworzywa, zawiera się w przedziale 0,25-0,42, najczęściej 0,3. Autorzy wskazywali na możliwość wykorzystania zaproponowanej hipotezy dla innych tworzyw sztucznych i innych warunków badań (w tym obciążeń blokowych) - nie podali jednak zaleceń co do przyjmowania wartości δ . W pracy [138] hipoteza ta podlegała weryfikacji dla Itamidu 35 badanego w warunkach obrotowego zginania. Wartości δ okazały się zawsze ujemne i zdecydowanie różne w zależności od poziomu obciążenia przy braku jednoznacznej tendencji pomiędzy δ i σ .

Haibach [62] dla metali zaproponował modyfikację hipotezy P-M uwzględniając w sumowaniu uszkodzeń naprężenia leżące poniżej granicy zmęczenia. Dla naprężeń

$\sigma_i > Z_G$ sumowanie odbywa się wg wykresu *Wöhlera*, natomiast dla $\sigma_i < Z_G$ wg linii odchylonej od tego wykresu w kierunku zmniejszenia stopnia uszkodzeń.

Kolejnym etapem było opracowanie hipotez uogólnionych, których szczególnym przypadkiem była hipoteza P-M. Według tych hipotez uszkodzenie powodowane przez realizację n_i cykli na poziomie naprężenia σ_i wynosiło:

$$D_i = \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^b, \quad (2.20)$$

gdzie wykładnik b zależał zwykle od poziomu naprężenia i rodzaju materiału. Hipotezy te dla metali przedstawili *Marco* i *Starkey* [142] oraz *Corten* i *Dolan* [131] w połowie lat pięćdziesiątych, podając pewne ogólne zalecenie w zakresie doboru wielkości b , dalej *Freudenthal* i *Heller* oraz *Serensen* (za [131]). Dla tworzywa sztucznego hipotezę tę wykorzystali np. *Hwang* i *Han* [52], którzy przyjęli jednak, iż b jest stałą materiałową. Hipotezę tę zweryfikowano dla żywicy epoksydowej z tkaniną szklaną [54] uzyskując zadowalające rezultaty.

Hashin [45] opierając się na danych literaturowych zaproponował hipotezę o następującej postaci:

$$D_i = D(\lg n_i / \lg N_i), \quad (2.21)$$

wówczas dla obciążenia dwustopniowego:

$$\left(\frac{n_1}{N_1} \right)^{\log(N_2/N_e) / \log(N_1/N_e)} + \frac{n_2}{N_2} = 1, \quad (2.22)$$

gdzie: N_e - stała.

Hipoteza ta została zweryfikowana przez *Hashina* przy wykorzystaniu danych z pracy [13], uzyskując dobrą zgodność tylko w przypadku obciążenia typu Lo-Hi.

2.2. Hipotezy oparte na zmienności wielkości prognozujących

Drugą grupę hipotez stanowią hipotezy opracowane na podstawie analizy zmienności wybranych wielkości fizycznych w trakcie procesu zmęczeniowego niszczenia. W ramach tych hipotez wyróżnić można kolejne grupy, w których analizie poddano: zmienność wskaźników mechanicznych - np. wytrzymałości resztkowej czy modułu wytrzymałości, zmienność innych wskaźników fizycznych oraz hipotezy oparte na tzw. liniach stałych uszkodzeń zmęczeniowych.

2.2.1. Wytrzymałość resztkowa

W ogólności w hipotezach tych przyjmuje się, że w stanie początkowym (dla materiału dziewiczego) wytrzymałość resztkowa odpowiada wytrzymałości statycznej, tj.:

$$\text{dla } n = 0 \quad R(n) = R(0) = R_0, \quad (2.23)$$

gdzie: R_0 - wytrzymałość statyczna, $R(n)$ - wytrzymałość resztkowa po zrealizowaniu n cykli przy obciążeniu σ .

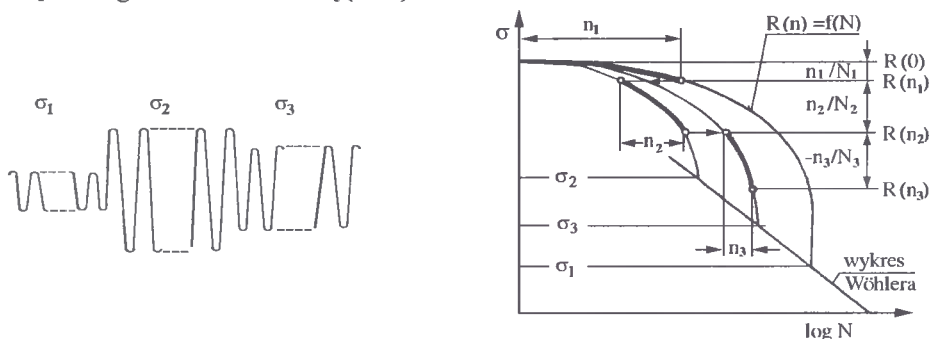
Natomiast w momencie uszkodzenia próbek (elementu) wytrzymałość resztkowa równa jest poziomowi obciążenia, tj.:

$$\text{dla } n = N \quad R(N) = \sigma \quad (2.24)$$

W przypadku obciążeń wielostopniowych proces uszkodzenia będzie przebiegał jak na schemacie rys.2.4. Sumowanie uszkodzeń będzie następowało tak długo, aż na k-tym poziomie obciążenia σ_k wytrzymałość resztkowa $R(n)$ osiągnie poziom realizowanego obciążenia:

$$R(n_r) = \sigma_k \quad (2.25)$$

a wówczas trwałość będzie sumą zrealizowanych cykli na poszczególnych poziomach obciążenia zgodnie z zależnością (2.14).



Rys.2.4. Ilustracja procesu sumowania uszkodzeń zmęczeniowych dla hipotez opartych na zmianie wytrzymałości resztkowej, przykładowo dla obciążenia trójstopniowego

Badania laminatu epoksydowego skłoniły *Broutmana* i *Sahu'a* [13] do sformułowania założenia o liniowym spadku wytrzymałości resztkowej, którego postać dla obciążenia dwustopniowego przedstawia się następująco:

$$R(n_2) = R(n_1) - (R_0 - \sigma_2) \frac{n_2}{N_2} \quad (2.26)$$

gdzie $R(n_i)$ to wytrzymałość resztkowa po realizacji n_i cykli obciążenia σ_i . Wówczas suma uszkodzeń ma postać:

- dla obciążenia dwustopniowego:

$$\sum_{i=1}^2 \left(\frac{R_0 - \sigma_i}{R_0 - \sigma_2} \right) \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (2.27)$$

- dla obciążenia wielostopniowego:

$$\sum_{i=1}^k \left(\frac{R_0 - \sigma_i}{R_0 - \sigma_k} \right) \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (2.28)$$

Owen i Howe [95] stwierdzili, iż przebiegi zmienności wytrzymałości resztkowej oraz wzrostu pęknięć w żywicy i liczby odpajanych włókien mają charakter nieliniowy. Zaproponowali zatem nieliniową postać funkcji uszkodzenia

$$D = \sum \left\{ B \left(\frac{n_i}{N_i} \right) - C \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^2 \right\}, \quad (2.29)$$

w której B i C są stałymi zależnymi od rodzaju materiału i warunków badań. Niestety w publikacji tej nie podano wskazań co do sposobu określenia tych stałych, nie przeprowadzono też jej doświadczalnej weryfikacji. Mimo to hipoteza ta należy do częściowej publikowanych, a i zalecanych dla tworzyw sztucznych [12, 23, 44]. Owen i Howe przedstawili również liniową hipotezę sumowania uszkodzeń (uproszczoną w stosunku do hipotezy (2.29)), wg której:

$$D = A + B \left(\frac{n}{N} \right), \quad (2.30)$$

gdzie A jest pewnym uszkodzeniem wstępnym.

Nieliniowy przebieg zmienności wytrzymałości resztkowej w szeregu pracach wykazywał Yang ze współpracownikami [153, 154, 155, 156, 158, 159] jako kontynuację prac z lat 1977-1979. Wg tej propozycji, uwzględniającej losowość własności materiału bez historii obciążenia, dla obciążenia stałoaamplitudowego:

$$R^c(n) = R_0^c - \beta^c \cdot K \cdot \Delta\sigma^b \cdot n, \quad (2.31)$$

gdzie: β - parametr skali rozkładu wytrzymałości statycznej (dwuwymiarowy rozkład *Weibulla*), b, c, K - stałe wyznaczone eksperymentalnie, $\Delta\sigma$ - zakres zmienności obciążenia, $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = (1 - R) \cdot \sigma_{\max}$.

Dla obciążenia dwustopniowego wytrzymałość resztkową określić można z zależności:

$$R^c(n_2) = R_0^c - \beta^c \cdot K (\Delta\sigma_1^b \cdot n_1 + \Delta\sigma_2^b \cdot n_2), \quad (2.32)$$

gdzie: $\Delta\sigma_i = (1 - R) \cdot \sigma_{i\max}$.

Przyjmując, iż przy wyczerpaniu wytrzymałości zachodzi warunek (2.25), to trwałość określa się jako:

$$N = n_1 + \left[R_0^c - \sigma_{2\max}^c - \beta^c \cdot K \cdot \Delta\sigma_1^b \cdot n_1 \right] / \beta^c \cdot K \cdot \Delta\sigma_2^b, \quad (2.33)$$

w której drugi składnik sumy odpowiada n_f dla $\sigma_{2\max}$.

W przypadku obciążeń wielostopniowych zależność (2.32) przyjmuje postać:

$$R^c(n_k) = R_0^c - \beta^c \cdot K \cdot \sum_{i=1}^k \Delta\sigma_i^b \cdot n_i. \quad (2.34)$$

Jeżeli obliczenia byłyby prowadzone cykl po cyklu, to w zależności (2.34) $n_i = 1$.

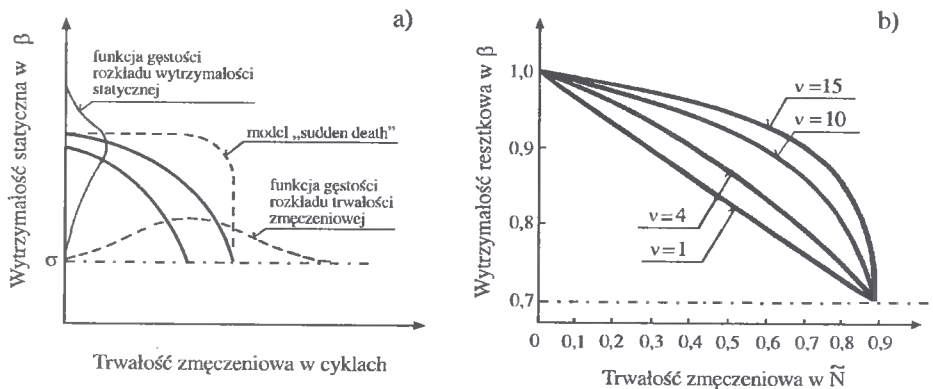
Na podstawie zależności (2.33) można udowodnić, że dla obciążeń dwustopniowych typu Lo-Hi suma P-M powinna być mniejsza od 1, natomiast dla obciążeń Hi-Lo większa od 1, przy czym różnice od wartości 1 będą tym większe, im większy iloraz n_1/N_1 . Weryfikację tej metody prowadzili także między innymi Hashin [45] i Radhakrishnan [104]

stwierdzając wystarczająco dobrą zgodność z eksperymentem. W późniejszych pracach model ten był rozwijany. W pracy [155] uwzględniono nie tylko rozkład statystyczny wytrzymałości, ale także rozkład trwałości zmęczeniowej. Wówczas dla obciążenia wielostopniowego funkcja zmiany wytrzymałości resztkowej miała postać uogólnioną w stosunku do zależności (2.34):

$$R^v(n_k) = R_0^v - \sum_{i=1}^k J_i [R_0] / \tilde{N}_i, \quad (2.35)$$

gdzie: $J_i [R_0] = [R_0^v - \sigma_i^v] / [R_0^c - \sigma_i^c]$, v - stała, $c = \alpha / \alpha_f$, α - parametr kształtu rozkładu *Weibulla* wytrzymałości statycznej, α_f - parametr kształtu rozkładu *Weibulla* trwałości zmęczeniowej, \tilde{N}_i - parametr skali rozkładu *Weibulla* trwałości zmęczeniowej stałoaamplitudowej dla poziomu obciążenia σ_i , spełniający równanie $N_i = \tilde{N}_i [R_0^c - \sigma_i^c]$.

Zatem funkcja zmienności wytrzymałości resztkowej miałaby różne przebiegi (linie grube) - rys.2.5a, a charakter zmian silnie zależałby od parametru v , co schematycznie przedstawiono na rys.2.5b. Oczywiście, gdy $v = c$, równanie (2.35) odpowiada postaci (2.34), a gdy $v = c = 1$, otrzymamy praktycznie liniową zależność *Broutmana-Sahu'a*. Podobne zależności uzyskali także *Halpin* oraz *Hahn* i *Kim* (za [155]). W pracy [158] *Yang* uwzględnił w tym modelu wstępne przeciążenie statyczne w wyniku czego w miejscu wytrzymałości R_0 pojawiła się wytrzymałość po przeciążeniu R_{0t} . Natomiast w pracy [156] wprowadzając parametr γ odpowiedzialny za sekwencję obciążenia uwzględniono historię obciążenia.



Rys.2.5. Ilustracja losowego przebiegu funkcji wytrzymałości resztkowej a) i zmiany jej charakteru od parametru v b)

Dla obciążenia stałoaamplitudowego równanie zmienności wytrzymałości resztkowej przyjęło wówczas postać:

$$R^v(n) = R_0^v - \left(\frac{n}{N} \right)^y \frac{R_0^v - \sigma^v}{[R_0^c - \sigma^c]^y}, \quad (2.36)$$

co w konsekwencji pozwoliło określić, że jeżeli $\gamma \neq 1$ (gdy $\gamma = 1$ sekwencji nie uwzględnia się), to $R(n_2)_{p_0-n_1} \neq R(n_1)_{p_0-n_2}$. Propozycja ta została zweryfikowana pozytywnie dla widm dwustopniowych [156] i widma lotniczego [153] dla laminatu epoksydowo-węglowego dla $\gamma = 0,95 \div 1$. Autorzy nie podali, w jaki sposób szacować wartość współczynnika γ .

Warto zauważyć, że powyższe hipotezy można w ogólności zapisać w postaci [4] odniesionej do prędkości spadku wytrzymałości resztkowej:

$$\frac{dR(n)}{dn} = -\frac{f(\sigma)}{g[R(n)]}, \quad (2.37)$$

gdzie funkcje f i g w hipotezach tych podlegają określeniu. Jeżeli $g[R(n)] = 1$, to otrzymuje się hipotezę *Broutmana-Sahu'a*, jeżeli $g[R(n)] = v R^{v-1}(n)$ - to podstawową hipotezę *Yanga* i współpracowników.

Chou i *Croman* [19] w wyniku dyskusji prac *Yanga* zaproponowali hipotezę zwaną w literaturze jako hipoteza-model *sudden death*". Wg niej zakłada się, że wytrzymałość materiału nie zmienia się z każdym cyklem. Następują powolne zmiany np. własności osnowy nie wpływające na wytrzymałość. Dopiero w końcowych cyklach, dla danego poziomu naprężenia, następuje gwałtowne obniżenie wytrzymałości - linia cienka kreskowa na rys.2.5a. W związku z tym nie powinno się szukać związków pomiędzy trwałością a wytrzymałością resztkową, a bezpośrednio pomiędzy trwałością i wytrzymałością statyczną. Zatem zgodnie z tą hipotezą dla $0 \leq n < N$

$$R(n) = R_0 \quad (2.38)$$

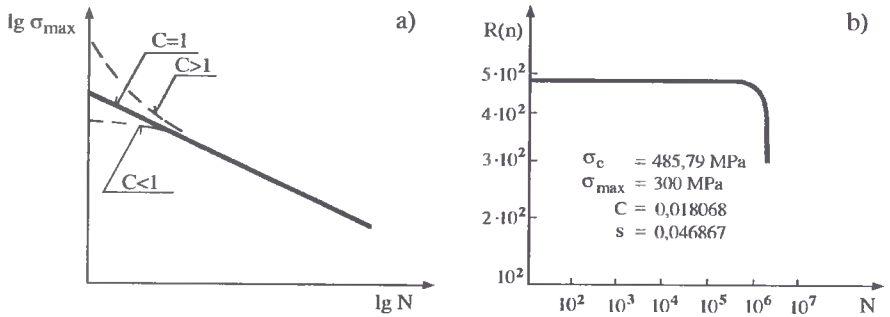
bez względu na poziom obciążenia, a rozkład wytrzymałości statycznej i stosowane naprężenie decydują o osiągniętej trwałości. Przedstawiona propozycja została zweryfikowana dla literaturowych danych eksperymentalnych dla laminatów epoksydowo-grafitowych o różnej kombinacji wzmocnień i porównana z modelem *Yanga*. Stwierdzono, że modele obliczeń dają zadowalające zbieżności z wynikami eksperymentu w zakresie wartości średnich, z tym, że model *Chou'a-Cromana* dawał większą zbieżność dla laminatów o kierunku wzmocnienia równoległym do kierunku obciążenia.

Sendeckyj [125] zaproponował następującą postać funkcji wytrzymałości resztkowej:

$$R(n) = \sigma_{\max} \left[\left(\sigma_e / \sigma_{\max} \right)^{1/s} - C(n-1) \right]^s, \quad (2.39)$$

gdzie: σ_e - ekwiwalentna wartość wytrzymałości statycznej równa współczynniki skali z rozkładu *Weibulla* wytrzymałości statycznej, s - stała równa współczynnikowi kierunkowemu wykresu *Wöhlera* w układzie bilogarytmicznym, C - stała obrazująca zmęczeniowe zachowanie materiału dla małej liczby cykli - rys.2.6a.

Przebieg zmienności wytrzymałości resztkowej dla $\sigma = 300$ MPa i laminatu epoksydowo-węglowego, wg zależności (2.39), przedstawiono na rys.2.6b. Do trwałości rzędu 10^6 cykli praktycznie nie występuje zmiana wytrzymałości resztkowej, a cała zmiana, aż do zrównania $R(n)$ z σ_{\max} , trwa tylko $0,13 \cdot 10^6$ cykli. Model *Sendeckyj'ego* przypomina zatem bardziej propozycję *Chou'a-Cromana* niż model *Yanga*.



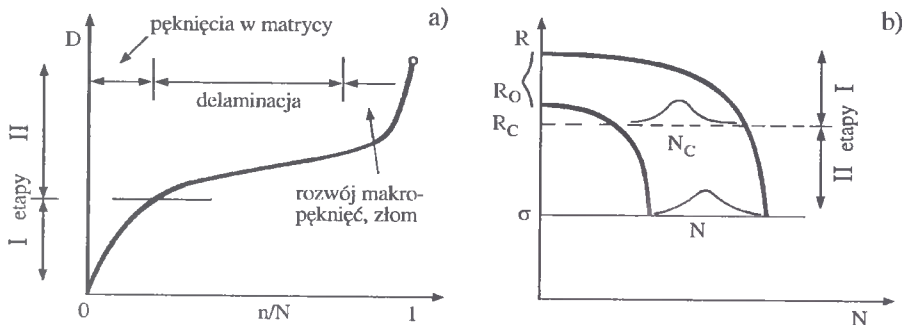
Rys.2.6. Graficzna ilustracja przebiegu wykresu zmęczeniowego dla małej liczby cykli ($< 10^3$) w zależności od wartości C wg Sendeckyj'ego a) i przykładowy wykres zmienności wytrzymałości resztkowej dla laminatu epoksydowo-węglowego b)

Reifsnider i Stinchcomb [108] zaproponowali następującą postać funkcji wytrzymałości resztkowej dla obciążenia stałoamplitudowego:

$$\frac{R(n)}{R_0} = 1 - \left[1 - \frac{\sigma_a}{R_0} \right] \left[\frac{n}{N} \right]^c \quad (2.40)$$

o postaci bliskiej koncepcji Yanga i tożsamej z koncepcją Broutmana-Sahu'a, gdy $c = 1$. Postać tę autorzy opracowali wykorzystując analizy procesu niszczenia na poziomie elementu krytycznego (pojedyncze włókno osadzone w osnowie).

Według Talreji [139, 140] proces kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych w laminatach powinien być rozpatrywany dwuetapowo. Etap I - rys.2.7a, w którym w całej objętości, w różnych warstwach rozpatrywanego laminatu pojawiają się praktycznie jedynie mikropęknięcia osnowy, ograniczony jest wartością wytrzymałości resztkowej równą R_C .



Rys.2.7. Dwa etapy procesu uszkodzeń zmęczeniowych wyróżnione dla funkcji uszkodzenia a) i funkcji zmian wytrzymałości resztkowej b), wg Talreji

Dla tego zakresu proponowana funkcja wytrzymałości resztkowej ma nieliniową postać:

$$R(n) = R_C + (R_0 - R_C) / (1 - n / N_C)^m, \quad (2.41)$$

gdzie: N_C - trwałość odpowiadająca granicznej wartości wytrzymałości resztkowej R_C ,
 m - stała materiałowa.

Etap II natomiast opisywany jest funkcją:

$$R(n)^{c'-2} = \sigma_{\max}^{c'-2} + \frac{f(\sigma_{\max})}{2\alpha^{c'-2}}(c'-2)(N_f - n), \quad (2.42)$$

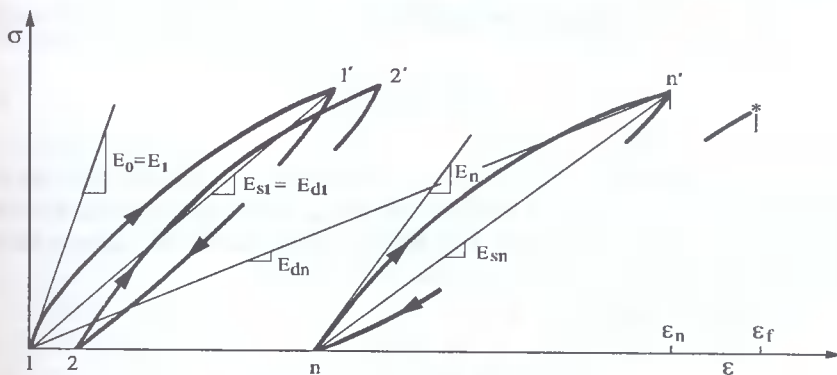
w której: c' - stała większa od 2, $f(\sigma_{\max})$ - pewna funkcja naprężenia, α - stała materiałowa. Niestety nie podano weryfikacji tego modelu, nie określono również sposobów uzyskania stałych m , α , c' , a także przebiegu funkcji $f(\sigma_{\max})$.

Omówione powyżej hipotezy oparte na zmianie wytrzymałości resztkowej w zdecydowanej większości bazują na eksperymencie. Eksperyment ten jest pracochłonny, bowiem uzyskanie wykresu zmienności wytrzymałości resztkowej wymaga dla jednego poziomu obciążenia σ_i przeprowadzenia kilku - kilkunastu (w zależności od potrzeb i założonej statystycznie dokładności) prób, zakończonych zniszczeniem badanej próbki czy elementu. Stąd narastające, z upływem czasu, zainteresowanie pomiarem takich wskaźników, które można określić w trakcie próby zmęczeniowej. Jednym z takich wskaźników, określających relację pomiędzy naprężeniem a odkształceniem, jest moduł wytrzymałości.

2.2.2. Moduł wytrzymałości

W hipotezach opartych na zmienności modułu w procesie zmęczenia wykorzystuje się różne postacie modułu, stąd na rys.2.8 przedstawiono graficzne definicje najczęściej z nich używanych, tj. stycznego E , siecznego E_s i dynamicznego E_d . Wyróżnia się ponadto dla modułu stycznego moduł pierwotny i wtórny dla obciążenia (pierwotny styczny w punkcie 1, wtórny w punkcie 1' - dla krzywej 1-1') i odpowiednio pierwotny i wtórny dla odciążenia (krzywe 1'-2). W przypadku modułów stycznych wyróżnia się moduł dla obciążenia (odcinek 1-1') i moduł dla odciążenia (odcinek 1'-2).

Hahn i Kim [43] na podstawie badań laminatu epoksydowego wykazywali nieliniowość przebiegu zmian modułu siecznego w trakcie procesu zmęczenia. Zmęczeniowe zniszczenie następowało przy wartościach modułu siecznego odpowiadających 0,6-0,7 wartości początkowej modułu stycznego. Wartości te lokowały się w pobliżu średniej wartości statycznego modułu siecznego - stanowiącego, wg autorów, graniczną wartość modułu przy określeniu funkcji uszkodzenia. Podobne wyniki otrzymali również dla modułu stycznego *Schulte, Henneke i Duke* [119].



Rys.2.8. Ilustracje graficzne modułów stycznego E , siecznego E_s i dynamicznego E_d (zmęczeniowego) oraz ich zmienności w procesie zmęczenia

Parfiejew i Ołdyriew [97] proponowali, by uszkodzenie charakteryzować zmiennością sztywności $(EI)_n/E_0I_0$ dla obciążeń giętych. Powiązanie modułu E z właściwym momentem bezwładności pozwoliło na określenie zmienności sztywności poprzez znajomość momentu gnącego i pomiar odkształceń na powierzchni próbki. Wówczas można by przyjąć funkcję uszkodzenia jako:

$$D = 1 - (EI)_n / E_0I_0 \quad (2.43)$$

Podobne ujęcie uszkodzenia zaproponowali *Shimokawa i Hamaguchi* [127], wg których miarą utraty sztywności w przybliżeniu może być zmiana amplitudy ugięcia próbki, tj.:

$$(EI)_n / E_0I_0 \approx f_0 / f_n \quad (2.44)$$

gdzie: f_n - amplituda ugięcia próbki mierzona od jej osi początkowej po realizacji n cykli.

Wang i Chim [148] proponują, by funkcja uszkodzenia miała postać:

$$D = 1 - E / E^* \quad (2.45)$$

gdzie: $E = E(n)$ - bieżąca wartość modułu stycznego, E^* - moduł określony dla dziesiątego cyklu (w związku z niejednoznacznością zachowań dla początkowych cykli).

Dla funkcji tej przyjęto, iż gdy $n = 0$ to $D = 0$, natomiast gdy $n = N$ to $D = D_f$. Na podstawie badań prepregu poliestrowego wzmocnionego krótkim włóknem szklanym *Wang i Chim* określili, iż prędkość przebiegu procesu uszkodzenia zmęczeniowego opisanego funkcją (2.45) można przedstawić jako:

$$\frac{dD}{dn} = A(D)n^B \quad (2.46)$$

gdzie: B - funkcja realizowanego obciążenia σ_{\max} , $A(D)$ - bliżej nie określona funkcja zależna od rodzaju i wielkości obciążenia, jego historii, a zatem od samego uszkodzenia.

Dla płaskiego ścinania podobną funkcję zaproponowali *Wang, Goetz i Corten* [149] (zależność (2.45) przyjmowała wówczas postać $D = 1 - G(n) / G^*$).

Wówczas dla obciążenia stałoamplitudowego trwałość byłaby określona funkcją:

$$N = \left(\int_0^{D_f} \left(\frac{B+1}{A} \right) dD \right)^{\frac{1}{B+1}} \quad (2.47)$$

Tsai, Doyle i Sun [146] wykorzystali propozycję *Saffa* z 1982 roku, wg której przyjęto, że $D = 0 \rightarrow 1$ oraz dD/dn rośnie do nieskończoności, gdy trwałość zostaje wyczerpana i gdy maksymalne odkształcenie będzie zbliżało się do granicznego odkształcenia ϵ_{gr} przy obciążeniu statycznym. Według tej propozycji:

- dla sterowania odkształceniem:

$$\frac{dD}{dn} = A \left[\frac{\Delta \epsilon}{1-D} \right]^B / [1 - \epsilon_{\max} / \epsilon_{gr}] \quad (2.48)$$

- dla sterowania naprężeniem:

$$\frac{dD}{dn} = A \left[\frac{D\sigma}{E_d(1-D)} \right]^B / \left[1 - \frac{\sigma_{\max}}{E_d \cdot \epsilon_{gr}} \right], \quad (2.49)$$

gdzie: $\Delta\epsilon$ - zakres zmian odkształcenia, A i B - bezwymiarowe stałe wyznaczone doświadczalnie.

Przyjęto ponadto, iż funkcja uszkodzenia D określona jako utrata sztywności ma postać jak zależność (2.45) z modyfikacją zapisu do równania:

$$D = 1 - \frac{E_d}{E_{d0}} = 1 - \frac{\Delta\epsilon_0}{\Delta\epsilon}, \quad (2.50)$$

gdzie: E_{d0} - dynamiczny moduł początkowy, $\Delta\epsilon_0$ - początkowy zakres zmian odkształcenia (przy sterowaniu naprężeniem).

Nie jest to w pełni zgodne z założeniem *Saffa* i doświadczeniem ($D(n = N) \neq 1$), chociaż pozwala określić w pełni równanie (2.48).

Hwang i *Han* [52, 54] zaproponowali na podstawie analizy zmienności modułu dynamicznego trzy różne modele funkcji uszkodzenia. Model pierwszy ma następującą postać:

$$D = [E_{d0} - E_{dn}] / [E_{d0} - E_{dn}], \quad (2.51)$$

gdzie: $E_{d0} \approx E_0$, pozostałe oznaczenie zgodne z rys.2.8.

Przy przyjęciu założenia, że funkcja prędkości zmian wartości modułu dynamicznego ma postać [52]:

$$\frac{dE_{dn}}{dn} = -A \cdot c \cdot n^{c-1}, \quad (2.52)$$

poszczególne różnice w zależności (2.51) mają następujące wartości:

$$E_{d0} - E_{dn} = A \cdot n^c, \quad (2.53a)$$

$$E_{d0} - E_{dN} = A \cdot N^c. \quad (2.53b)$$

Zatem funkcja uszkodzenia wg tego modelu opisana jest funkcją:

$$D = (n/N)^c, \quad (2.54)$$

odpowiadającą uogólnionym hipotezom kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych (zależność (2.20)). Wg *Hwanga* i *Hana* stałe A i c są stałymi materiałowymi wyznaczonymi w badaniach stałoaamplitudowych, przy czym $0 < c < 1$ (ilustrację graficzną tego modelu przedstawiają krzywe leżące nad prostą obrazującą liniową hipotezę kumulacji na rys.2.2-b1).

Zależność (2.52) zgodna jest, w ogólności, z postacią proponowaną przez *Yanga* i współpracowników dla wytrzymałości resztkowej (opis zależności (2.37) - z tym, że teraz zmiana modułu jest funkcją liczby zrealizowanych cykli w sposób jawny).

W modelu drugim przyjęto opis odkształceniowy o postaci:

$$D = \epsilon_n / \epsilon_f. \quad (2.55)$$

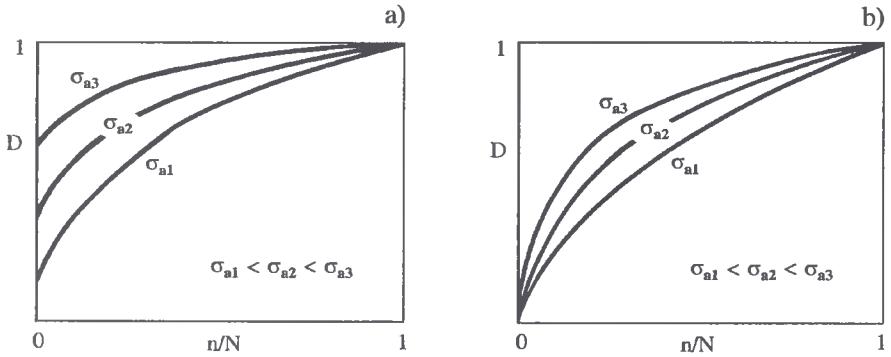
Przyjmując, zgodnie z definicją modułu dynamicznego, iż $\sigma_a = E_{dn} \cdot \epsilon_n$ oraz przy założeniu, że $R_0 = E_{dn} \cdot \epsilon_f$, funkcję uszkodzenia można przedstawić w postaci następującej:

$$D = r_\sigma E_{d0} / E_{dn}, \quad (2.56)$$

w której to zależności $r_\sigma = \sigma_a / R_0$, a zatem odpowiada amplitudzie obciążenia odniesionej do wytrzymałości doraźnej. Wykorzystując zależność (2.53) oraz wprowadzając stałą $B = E_{d0} / A$ otrzymuje się:

$$D = (B - N^c) / (B - n^c). \quad (2.57)$$

Widoczne jest, iż dla $n = 0$ funkcja D przyjmuje wartości różne od zera tym wyższe, im większy poziom obciążenia, natomiast dla $n = N$ funkcja $D = 1$. Graficzną ilustrację tego modelu przedstawiono na rys.2.9a.



Rys.2.9. Modele funkcji uszkodzenia wg Hwanga i Hana

W modelu trzecim przyjęto, iż funkcję uszkodzenia przedstawia zależność związana ze zmianą odkształcenia całkowitego:

$$D = (\epsilon_n - \epsilon_0) / (\epsilon_f - \epsilon_0), \quad (2.58)$$

co, po przekształceniach z uwzględnieniem modułu dynamicznego jak wyżej, daje postać następującą:

$$D = (n / N)^c \left[(B - N^c) / (B - n^c) \right]. \quad (2.59)$$

Jej postać graficzną przedstawiono na rys.2.9b.

Modele powyższe zweryfikowano w badaniach żywicy epoksydowej z tkaniną szklaną dla obciążeń typu Lo-Hi i Hi-Lo. Najwyższą zgodność otrzymano dla modelu trzeciego.

Whitworth [151] zaproponował pojęcie modułu resztkowego na podobieństwo wytrzymałości resztkowej, przyjmując dwa założenia dotyczące: monotonicznego spadku wartości modułu z liczbą zrealizowanych cykli oraz prędkości tego spadku odwrotnie proporcjonalnej do wartości bieżącej modułu. Na podstawie tych założeń sformułowano następującą zależność:

$$\frac{dE(n/N)}{d(n/N)} = \frac{-Gf^a(E(0), \Delta\sigma)}{aE^{a-1}(n/N)} \quad (2.60)$$

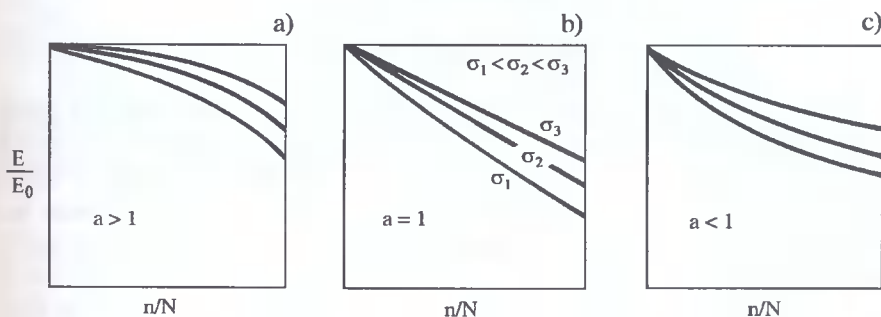
o postaci zgodnej z opisem do zależności (2.37), w której a i G - stałe, f - pewna funkcja zależna od modułu początkowego i zakresu naprężeń. Dalszym założeniem poczynionym przez *Whitwortha* było przyjęcie funkcji f jako liniowo zależnej od przyrostu ΔE w postaci:

$$f(E(0), \Delta\sigma) = C \cdot \Delta E(n/N), \quad (2.61)$$

co pozwoliło, po scałkowaniu równania (2.60), określić moduł resztkowy jako

$$E^a(n/N) = E^a(0) - H[E(0) - B]^a \cdot n/N. \quad (2.62)$$

W zależności tej stałe a , H i B charakteryzują redukcję sztywności, z czego B zależy od zakresu zmian naprężenia, natomiast a i H są stałymi materiałowymi. Charakter tej redukcji zależy przede wszystkim od stałej a - rys.2.10. Oczywiście w przypadku, gdy $a = 1$, spadek ten jest funkcją liniową (rys.2.10b), natomiast gdy $a \neq 1$ - funkcjami nieliniowymi o różnej dynamice zmian modułu. Propozycję tą zweryfikowano dla laminatu epoksydowo-grafitowego w warunkach rozciągania o $R = 0,1$ i częstotliwości 10 Hz, dla którego stała $a = 1,22$, uzyskując dobrą zgodność opisu z eksperymentem.

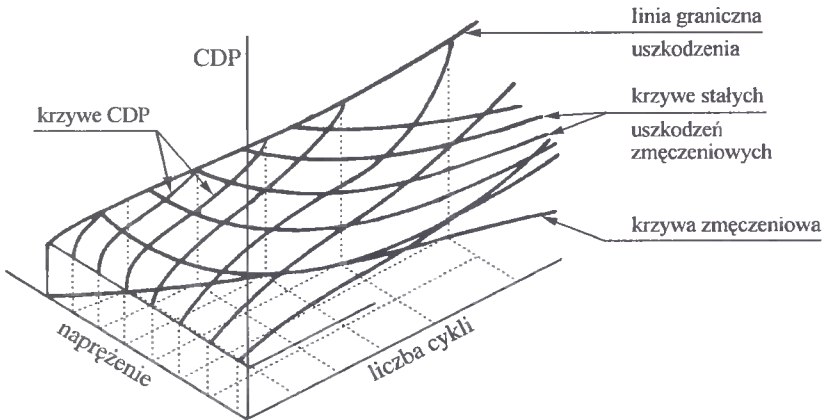


Rys.2.10. Ilustracja graficzna zmian modułu resztkowego wg *Whitwortha*

Farrow i *Young* [29] analizowali dla laminatu grafitowego zmienność modułu objętościowego (mierzonego przez system pomiarowy powiązany z aktuatorem, a więc ujmujący zmiany zachowania całej części roboczej próbki) i modułu mierzonego przez wykorzystanie ekstensometru wykazując dobrą zgodność obu zachowań. Stwierdzili, iż tak zmienność wytrzymałości resztkowej, jak i zmienność modułów stanowiąc mogą parametr opisujący proces zmęczeniowego uszkodzenia nazwany CDP (Characteristic Damage Parameter), którego przebiegi w zależności od zrealizowanej liczby cykli dla określonych poziomów obciążenia wyznaczają powierzchnię zmęczeniową - rys.2.11.

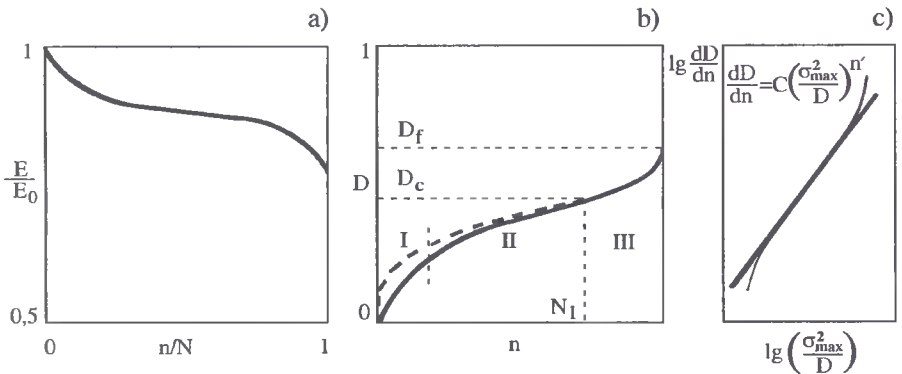
Okazuje się jednak, że dla bardzo zróżnicowanych stanów materiału powyższe stwierdzenie nie jest zupełnie oczywiste. Przykładowo *Hofer*, *Bennett* i *Stander* [48], na podstawie badań laminatów epoksydowych wzmocnionych włóknami szklanymi lub węglowymi w różnej kombinacji ułożenia, wskazywali w większości przypadków na nieliniowe zmiany (spadki) tak wytrzymałości resztkowej, jak modułu sprężystości oraz współczynnika Poissona w trakcie próby zmęczeniowej. Jednocześnie dla próbek tego samego rodzaju, ale kondycjonowanych, tj. przetrzymywanych przed badaniami przez 1000 h w atmosferze o dużej wilgotności i temperaturze $\sim 50^\circ\text{C}$, w czasie zmęczenia malała wytrzymałość resztkowa, sztywność nie ulegała zmianie bądź zmniejszała się,

natomiast współczynnik *Poissona* zwiększał się bądź nie ulegał zmianie. Zatem nie w każdych warunkach istnieje możliwość wykorzystania zmienności modułu *Younga* do opisu parametru CDP.



Rys.2.11. Powierzchnia zmęczeniowa ujmująca zmienność parametrów prognozujących proces zmęczenia CDP [29]

Ye [160] na podstawie analizy literatury wykazał podobieństwo przebiegu zmienności parametrów prognozujących proces zmęczenia (w tym np. zmienności modułu *E* - rys.2.12a) opisanych prostą funkcją uszkodzenia - rys.2.12b, do przebiegu rozwoju pęknięcia zmęczeniowego. Wykazał, że prędkość narostu uszkodzenia jest wprost proporcjonalna do poziomu naprężenia i odwrotnie proporcjonalna do aktualnego stopnia uszkodzenia.



Rys.2.12. Przebieg zmienności E/E_0 a), funkcji uszkodzenia $D = 1 - E/E_0$ b) i prędkości zmian uszkodzenia wg propozycji *Ye* c)

Na tej podstawie *Ye* zaproponował zależność:

$$\frac{dD}{dn} = C \left(\frac{\sigma_{\max}^2}{D} \right)^{n'}, \quad (2.63)$$

w której C i n' są stałymi, a sama postać zależności odpowiada postaci równania *Parisa*.

Zatem, podobnie jak zależność *Parisa*, zależność (2.63) może opisywać zachowanie badanej funkcji uszkodzenia praktycznie tylko w części etapu I i całym etapie II (rys.2.12b - linia ciągła), co graficznie przedstawiono na rys.2.12c.

Całkując równanie (2.63) przy założeniu, że dla $n = 0$ $D = 0$, otrzymuje się następującą postać funkcji uszkodzenia:

$$D = \left[(n'+1)Cn \right]^{1/(n'+1)} \sigma_{\max}^{2n'/(n'+1)} \quad (2.64)$$

ograniczoną do $n = N_1$, gdzie:

$$N_1 = \frac{D_c^{n'+1}}{(n'+1)C \cdot \sigma_{\max}^{2n'}} \quad (2.65)$$

a D_c - krytyczny poziom uszkodzenia zależny od σ_{\max} .

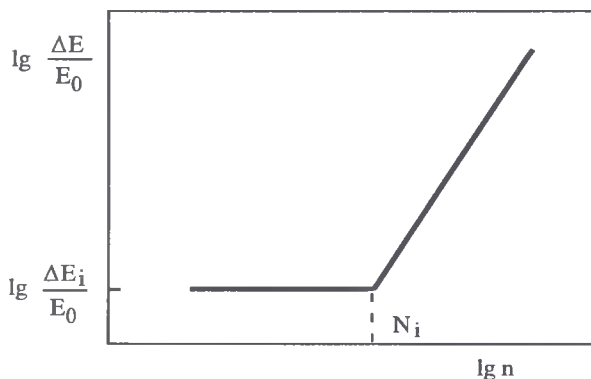
Ilustrację graficzną przebiegu funkcji uszkodzenia wg równania (2.64) przedstawiono w postaci linii kreskowej na rys.2.12b. Widoczne są znaczne odchylenia tej funkcji od wyników pomiarów (oczywiście na rys.2.12b przedstawionych schematycznie) dla małej liczby cykli. Według równania (2.64) przyrost uszkodzenia w początkowych cyklach jest bardzo istotny, co by oznaczało, że pierwsze cykle wyraźnie obniżają moduł E - czego nie potwierdzają wyniki badań eksperymentalnych. Stąd też (przy jednoczesnym pominięciu III etapu uszkodzenia) znaczna ograniczoność proponowanego modelu.

Jen, Hsu i Hwang [58] zaproponowali modyfikację modelu *Hwanga* i *Hana* przedstawionego w pracach [52, 54]. Modyfikacja dotyczy modelu pierwszego opartego teraz na opisie względnej zmiany modułu sprężystości (poprzednio modułu zmęczeniowego) funkcją potęgową liczby zrealizowanych cykli:

$$\frac{\Delta E}{E_0} = A \cdot n^c \quad (2.66)$$

co praktycznie odpowiada równaniom (2.53). W zależności tej A i c to, jak poprzednio, stałe zależne od poziomu naprężenia, a także współczynnika asymetrii cyklu. Na podstawie dalszych badań autorzy stwierdzili, iż stała c w tym przypadku przyjmować może także wartości większe od 1, a równanie (2.66) dobrze opisuje eksperyment dla trwałości większej od N_i - rys.2.13. Trwałość N_i określono jako progową - do osiągnięcia tej trwałości nie obserwowano zmian modułu sprężystości. Liczba cykli odpowiadająca N_i , wg [58] równa 10^2 - 10^5 cykli, zależy od rodzaju tworzywa (w tym sposobu wzmocnienia) oraz poziomu obciążenia.

Podobne zachowania obserwowali *Hofer, Benett i Stander* [48] dla laminatów hybrydowych. Zatem przy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych, gdzie funkcja uszkodzenia opisana jest, jak poprzednio, równaniem (2.54) należałoby uwzględnić takie zachowanie materiału. Można by zatem doszukiwać się związków pomiędzy tym opisem procesu zmęczeniowego uszkodzenia a przedstawionym wcześniej modelem *Sendekky'ego* czy tzw. modelem „*sudden death*”, wg których wytrzymałość resztkowa przez bardzo znaczną część całkowitej trwałości praktycznie się nie zmniejsza.



Rys.2.13. Schemat obserwowanych zmian modułu w trakcie procesu zmęczenia wg [58]

W pracy [58] nie odniesiono się do zmian modułu E w pierwszych cyklach obciążenia, nie podano też interpretacji fizycznej wielkości ΔE_i - stąd nieokreślony przebieg zmienności $\Delta E_i/E_0$ dla bardzo małej liczby cykli widoczny na schemacie rys.2.13.

Yang i współpracownicy [157] opisali model zmęczeniowego niszczenia laminatów na podstawie zmienności sztywności w trakcie tego procesu. Autorzy ci przez sztywność rozumieli pewną postać modułu, wyznaczoną jako współczynnik regresji prostej aproksymującej środkowy odcinek zależności pomiędzy obciążeniem a odkształceniem dla danego cyklu (należy rozumieć - półcyklu rozciągania - tego autorzy jednak nie wyjaśniają). Zaproponowano następującą postać funkcji zmienności sztywności *E :

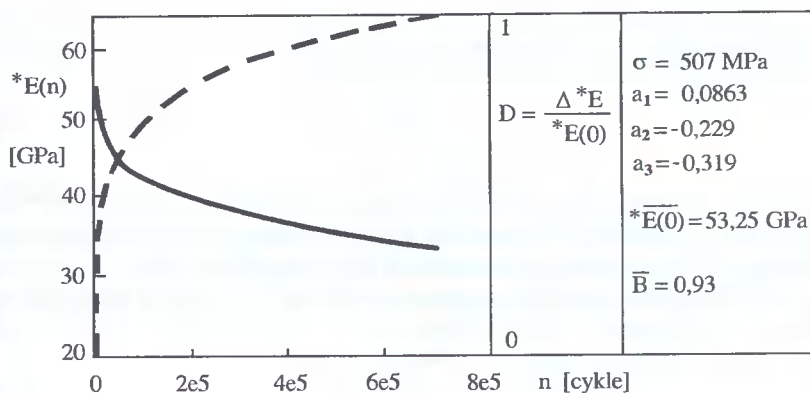
$$\frac{d^*E(n)}{dn} = -^*E(0)Q \cdot v \cdot n^{v-1}, \quad (2.67)$$

w której Q i v określono jako zmienne zależne od poziomu naprężenia, częstotliwości, współczynnika asymetrii cyklu i środowiska, a $^*E(n)$ nazwano na podobieństwo wytrzymałości resztkowej - sztywnością resztkową. Zależność ta odpowiada modelowi *Hwanga* i *Hana* [52] - zależność (2.52). Na podstawie badań laminatu epoksydowo-grafitowego wykazano ponadto, że istnieje liniowa korelacja pomiędzy Q a v ($Q = a_1 + a_2v$), a także podobna korelacja pomiędzy v a poziomem naprężenia σ ($v = a_3 + B\sigma$). Stąd po scałkowaniu zależności (2.67) w granicach od $n_1 = 0$ do $n_2 = n$ otrzymano następującą postać funkcji zmienności $^*E(n)$:

$$^*E(n) = ^*E(0) \left[1 - (d + a_2 B \sigma) (n)^{a_3 + B \sigma} \right], \quad (2.68)$$

gdzie: a_1, a_2, a_3 - stałe, $d = a_1 + a_2 a_3$, $^*E(0)$ i B zmienne losowe o rozkładzie logarytm-normalnym wyznaczone przez *Yanga* np. metodą regresji liniowej czy estymacji bayesowskiej.

Przykładowy przebieg funkcji (2.68) dla laminatu epoksydowo-grafitowego obliczony dla danych podanych w pracy [157] przedstawiono na rys.2.14 linią ciągłą. Linią kreskową przedstawiono natomiast przebieg funkcji uszkodzenia określony na podstawie równania (2.68) z uwzględnieniem postaci zaproponowanej przez *Hwanga* i *Hana* - równanie (2.51).



Rys.2.14. Przebieg zmienności sztywności i funkcji uszkodzenia dla modelu *Yanga* i współpracowników [157]

Zgodnie z równaniem (2.51), gdy $n = 0$ to $D = 0$, natomiast dla $n = N$ $D = 1$ - ale przebieg funkcji, poprzez gwałtowny przyrost uszkodzenia dla początkowej liczby cykli, bardziej przypomina charakterem przebieg pokazany schematycznie na rys.2.9a.

Poursartip i współpracownicy [100, 101] oraz *Beaumont* [6] przyjęli za parametr uszkodzenia D względne pole delaminacji, tzn.:

$$D = A(n) / A_0, \quad (2.69)$$

gdzie: $A(n)$ - aktualne pole delaminacji, A_0 - całkowite pole możliwe dla delaminacji.

Wykorzystując, wyznaczone przez *O'Briena* [84] w badaniach przy obciążeniach statycznych, związek pomiędzy polem delaminacji a modułem *Younga* E o postaci

$$E = E_0 + (E^* - E_0) \frac{A}{A_0} \quad (2.70)$$

określono końcową postać funkcji uszkodzenia jako liniową funkcję zmiany modułu sprężystości:

$$D = C(1 - E / E_0). \quad (2.71)$$

W zależnościach powyższych oznaczono przez E^* - moduł *Younga* próbki przy całkowitej delaminacji, przez C - stałą, której wartość wyznaczono na podstawie badań eksperymentalnych. Dla laminatu epoksydowo-węglowego wykazano, że przy $A = A_0$ $E/E_0 = 0,65$, zatem $C = 1/(1 - 0,65) = 2,857$. Różniczkując równanie (2.71) względem n otrzymuje się:

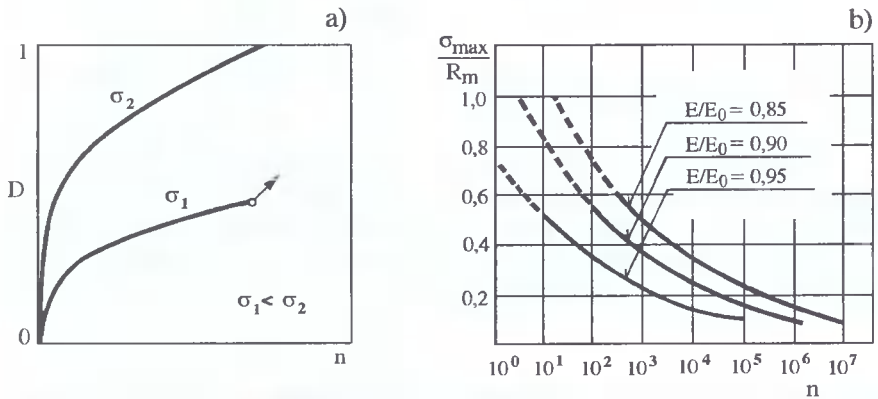
$$\frac{dD}{dn} = -C \left(\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dn} \right). \quad (2.72)$$

Badania prowadzone przez tych autorów wykazały na podstawie analizy zmian modułu w trakcie procesu zmęczenia, że prędkość uszkodzenia jest wprost proporcjo-

nalna do kwadratu naprężenia maksymalnego i odwrotnie do aktualnej wartości uszkodzenia, co pozwoliło na określenie końcowej zależności:

$$D = a \left(\frac{\sigma_{\max}}{E_0} \right)^b \cdot n^c, \quad (2.73)$$

w której a , b i c to stałe zależne od rodzaju materiału i warunków badań. Ilustrację graficzną przebiegu tej funkcji obliczonej dla wartości podanych przez *Beaumonta* [6] dla laminatu epoksydowo-szklanego przedstawiono schematycznie na rys.2.15a. Natomiast na rys.2.15b przedstawiono linie stałych zmian modułu dla tego samego tworzywa w układzie naprężenie - trwałość. Postać równania (2.73) wskazuje, iż jest ono uogólnieniem równania (2.54), proponowanego przez *Hwanga* i *Hana*.



Rys.2.15. Ilustracja graficzna zmian uszkodzenia wg *Poursartipa* i *Beaumonta* a) i linii zmian modułu sprężystości b)

Dla obciążeń wielostopniowych *Poursartip* i współpracownicy proponują określenie średniej prędkości uszkodzenia jako:

$$\left(\frac{dD}{dn} \right)_{\text{sr}} = \frac{\sum n_i \left(\frac{dD}{dn} \right)_i}{\sum n_i}, \quad (2.74)$$

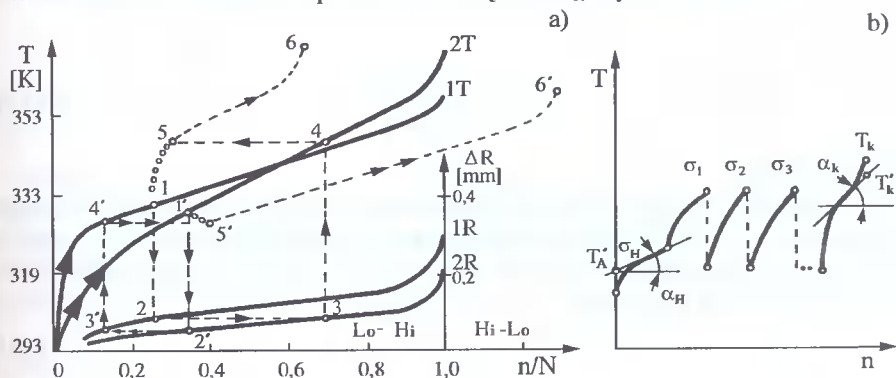
gdzie odpowiednio n_i oraz $(dD/dn)_i$ to pojemność i szybkość uszkodzenia dla i -tego stopnia obciążenia o poziomie naprężenia σ_i . Propozycja ta została zweryfikowana dla obciążeń typu FALSTAFF z zadowalającymi rezultatami.

2.2.3. Wielkości niemechaniczne

Wydzieloną grupę modeli opisujących proces zmęczenia stanowią modele oparte na analizie zjawisk towarzyszących procesowi zmęczenia. Są to modele historycznie starsze od poprzedniej grupy - pochodzą głównie z lat 1975-1982.

Ołdyriev, *Parfiejev* i *Komar* [86, 87] na podstawie analizy zmienności temperatury samowzbudnej i wielkości strefy drobnych pęknięć w PMMA w trakcie próby zmęczeniowej zaproponowali metodę oceny trwałości dla obciążeń typu Lo-Hi i Hi-Lo. Autorzy ci przyjęli dwa założenia. Pierwsze, iż końcowy etap niszczenia zmęczeniowego dla określonego poziomu obciążenia zachodzi wówczas, gdy przyrost temperatury samo-

wzbudnej osiągnię określony poziom T_k . Według założenia drugiego, jednakowy stan uszkodzenia zmęczeniowego dla różnych poziomów naprężenia określa jednakowa wielkość strefy mikropęknięć. Ilustrację graficzną tej metody przedstawiono na rys.2.16a, na którym liniami ciągłymi zobrazowano zmienności temperatury samowzbudnej T i wielkości strefy mikropęknięć R , dla dwóch poziomów naprężenia σ_1 (1T, 1R) i σ_2 (2T, 2R), przy czym $\sigma_1 < \sigma_2$. Zatem wg *Ołdyrieva* i współpracowników dla obciążeń typu Lo-Hi suma P-M jest mniejsza lub równa 1, natomiast dla obciążeń Hi-Lo większa lub równa 1. Zachowanie to jest zatem zgodne z opisami zawartymi w pracach [13, 154]. Na podstawie analizy przebiegu temperatury samowzbudnej zaproponowano także możliwość wyznaczenia trwałości dla niskich poziomów obciążenia σ_H - rys.2.16b.



Rys.2.16. Schemat oceny trwałości zmęczeniowej dla obciążenia dwustopniowego (przejście dla sekwencji Lo-Hi - 1-6, dla sekwencji Hi-Lo - 1'-6') a), oraz przyspieszonego wyznaczania trwałości dla obciążeń stałociągłych w zakresie wysokocyklowym b)

Uzyskano to poprzez zastosowanie kolejno naprężeń przeciążających $\sigma_1, \sigma_2, \dots$ aż do uzyskania dla nich temperatur krytycznych T_k , a po uzyskaniu odpowiedniego stopnia uszkodzenia materiału - doprowadzenie do zniszczenia przy naprężeniu σ_H . Wówczas, przy założeniu, iż prędkość przyrostu temperatury dla danego naprężenia nie zależy od historii obciążenia, można wyznaczyć trwałość wg poniższej zależności:

$$N_{\sigma_H} = \beta \frac{T_k - T_A}{\alpha}, \quad (2.75)$$

gdzie: T_k i T_A - temperatury powierzchni próbki określone zgodnie ze schematem rys.2.16b, α - średnia prędkość przyrostu temperatury dla naprężenia σ_H , $\alpha = (\alpha_H + \alpha_k)/2$, β - współczynnik skali.

Założenia *Ołdyrieva* i współpracowników są zgodne z rozważaniami *Zawadzkiego* i *Nowaka* [161], którzy proponowali nawet zastąpienie klasycznej definicji granicy zmęczenia definicją związaną właśnie z temperaturą samowzbudną. W jej myśl, granicą zmęczenia byłoby takie naprężenie, które po określonej liczbie cykli spowoduje wzrost temperatury powierzchni próbki (elementu) do umownej wielkości ponad temperaturę otoczenia. W praktyce definicja ta nie znalazła szerszego zastosowania.

Carswell [16, 17] w analizie kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych dla próbek z karbem wprowadził pojęcie uszkodzenia materiału D , za którego miarę przyjęto wiel-

kość strefy odkształceń i mikropęknięć towarzyszącej czoułu pęknięcia w kierunku prostopadłym do obciążenia. Założono, iż funkcja prędkości uszkodzenia zależy od poziomu naprężenia, geometrii karbu i aktualnej fazy uszkodzenia. Jej postać przyjęto jako:

$$\frac{dD}{dn} = C(K_t \cdot \Delta\sigma), \quad (2.76)$$

gdzie: C - stała, $\Delta\sigma$ - zakres naprężeń zmiennych, K_t - współczynnik koncentracji naprężeń wg *Inglisa*: $K_t = 1 + 2(t + pD)/(r + qs)$, w którym p i q to stałe, t i r - długość pęknięcia w kierunku prostopadłym do obciążenia i wymiar poprzeczny pęknięcia (szerokość), s - wymiar obszaru uszkodzeń w kierunku równoległym do obciążenia.

Wobec tego:

$$\frac{dD}{dn} = c_1 \sigma \left(\frac{t + pD}{r + qs} \right), \quad (2.77)$$

gdzie: c_1 - stała.

Dodatkowo *Carswell* założył, iż wielkość pola uszkodzeń określona jako iloczyn wymiarów $D \cdot s$ jest liniową funkcją zrealizowanych cykli obciążenia, tzn. $D \cdot s = A \cdot n$, gdzie A - to stała materiałowa. Przyjęto również, iż $q \cdot N/D$ jest znacznie większe od r . Po całkowaniu (2.77) otrzymano:

$$\ln \frac{D}{t + pD} = c_1 \frac{\sigma \cdot t}{q} \ln n + K, \quad (2.78)$$

gdzie K jest stałą obejmującą wpływ wymiarów pęknięcia i uszkodzenie materiału, przed wystąpieniem obciążenia σ . Przyjmując $D/(t + pD)$ za pewną postać względnego uszkodzenia D' , można je, w układzie bilogarytmicznym opisać funkcją liniową, której współczynnik kierunkowy liniowo zależy od poziomu obciążenia σ . W pracy [16] *Carswell* wprowadził pojęcie naprężenia efektywnego:

$$\sigma_{\text{eff}} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (2.79)$$

lub ogólniej

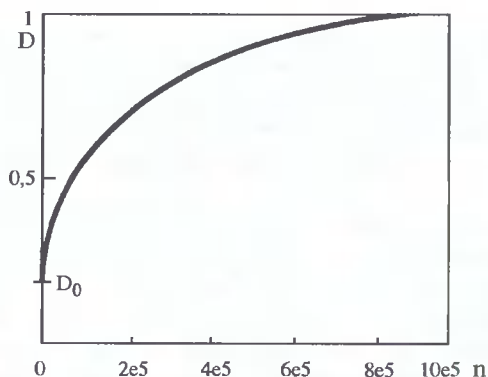
$$\sigma_{\text{eff}} = f(\sigma D), \quad (2.80)$$

co pozwoliło sformułować różną od zależności (2.78) postać funkcji uszkodzenia:

$$D = \frac{1}{1/D_0 - p' \sigma \ln n}, \quad (2.81)$$

gdzie: D_0 - uszkodzenie powstałe w pierwszym cyklu, p' - stała.

Obliczony na podstawie zależności (2.81) przebieg funkcji uszkodzenia przy przyjęciu założenia, że $D_0 = 0,2$, przedstawiono na rys.2.17. Przebieg ten, jak widać, odpowiada modelowi drugiemu wg propozycji *Hwanga* i *Hana* [52, 54] i modelowi *Yanga* [157].

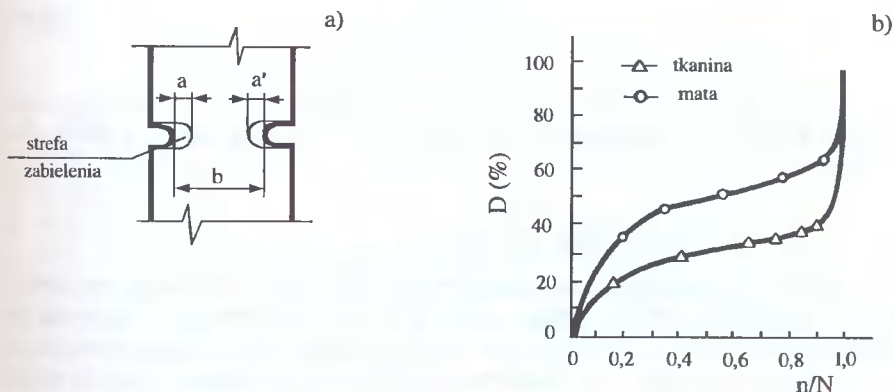


Rys. 2.17. Ilustracja graficzna przebiegu funkcji uszkodzenia dla $\sigma = 100$ MPa wg propozycji *Carswella*

Fujii, Maekawa i Itsutsuji [31], w badaniach zmęczeniowych laminatu poliestrowego zbrojonego matą szklaną oraz tkaniną szklaną, za miarę uszkodzeń przyjęli względną wielkość strefy zabielenia. Podobnie jak w badaniach *Carswella* rozważania dotyczyły próbek z karbem, a zatem przypadku, gdy strefa mikropęknięć miała jednoznaczную lokalizację. Funkcja uszkodzenia przyjęła prostą postać

$$D = \frac{a + a'}{b}, \quad (2.82)$$

w której oznaczenia zgodne są z rys.2.18a. Ilustrację graficzną jej zmienności w zależności od względnej liczby cykli przedstawiono na rys.2.18b. Przebieg tej zmienności jest analogiczny do przebiegów funkcji uszkodzenia wyznaczonych na podstawie zmienności wytrzymałości resztkowej, np. wg *Talreji* czy zmienności modułu, np. wg *Ye*.



Rys.2.18. Wielkości geometryczne do wyznaczenia funkcji uszkodzenia wg *Fujii* i współpracowników oraz ilustracja graficzna zmienności D w zależności od n/N

Badaliance i *Dill* [5] prowadzili analizę uszkodzeń zmęczeniowych laminatów epoksydowo-grafitowych poprzez obserwacje rentgenowskie. Badane próbki z centralnym otworem pokrywano środkiem penetrującym z dodatkiem związków kontrastujących ułatwiających obserwacje. Zdjęcia rentgenowskie wykonywano w płaszczyźnie otworu, co ukazywało pojawiające się mikropęknięcia oraz jako brzegowe, dające także obraz pęknięć międzywarstwowych.

Wyraźna koncentracja pęknięć wokół otworu widoczna była do trwałości $n/N = 0,25$, dalej mikropęknięcia pojawiały się w coraz większej objętości, by powyżej $n/N = 0,5$, w różnym stopniu, objąć praktycznie całą próbkę. Większość mikropęknięć koncentrowała się w środkowych warstwach laminatu. Strefie zabielenia nie przypisano żadnej miary - stąd brak przedstawienia modelu w postaci sformalizowanej.

Podobne badania, z zastosowaniem techniki rentgenowskiej, prowadzili *Daniel* i *Charewicz* [18, 21]. Zdjęcia rentgenowskie posłużyły do zliczania liczby pęknięć poprzecznych i wzdłużnych pojawiających się z realizacją cykli zmęczeniowych. Wskazano, iż w układzie semilogarytmicznym liczba tych pęknięć rośnie praktycznie liniowo w funkcji liczby cykli i jest tym większa, im wyższy poziom obciążenia. Stwierdzono również liniową zależność pomiędzy liczbą pęknięć poprzecznych do obciążenia a gęstością (przypisaną do szerokości próbki) pęknięć wzdłużnych. Ta ostatnia zależność nie była funkcją poziomu obciążenia.

Roy i *El Ghorba* [115] analizowali emisję akustyczną podczas zmęczenia laminatu epoksydowo-szklanego. Stwierdzono, że sygnały akustyczne pojawiają się dopiero po pewnej liczbie cykli tym większej, im niższy poziom naprężenia - od 100 cykli dla poziomu obciążenia $\tau/\tau_{\max} = 0,75$ do 10^6 cykli przy $\tau/\tau_{\max} = 0,5$, a pojawiającej się delaminacji międzywarstwowej towarzyszy przyrost pola pętli histerezy odkształceniowo-naprężeniowej oraz szybki przyrost ilości sygnałów akustycznych. Względny przyrost ilości tych sygnałów w trakcie całej próby zmęczeniowej odpowiada tendencji C z rys.2.1. Na tej podstawie autorzy zaproponowali następującą postać funkcji uszkodzenia:

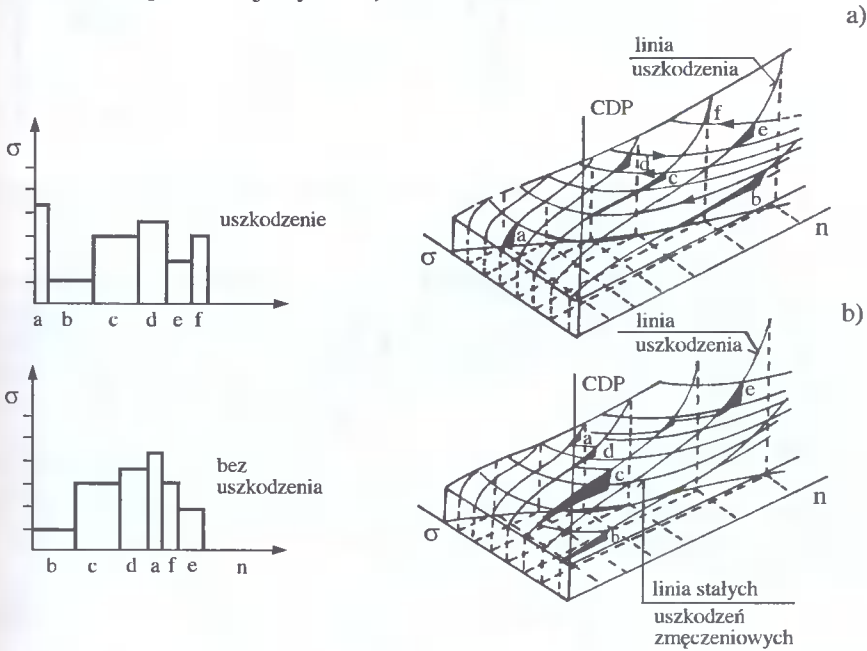
$$D = \frac{n/N}{n/N + (1 - n/N)\alpha^m}, \quad (2.83)$$

gdzie: $\alpha = A(E_t/E_f)$, E_t - bieżąca skumulowana ilość sygnałów akustycznych, E_f - skumulowana ilość sygnałów przy zniszczeniu, A , m - stałe związane z próbą akustyczną.

2.2.4. Linie stałych uszkodzeń zmęczeniowych

W metodach opartych na hipotezach istnienia linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych przyjmuje się, iż obszar położony pod wykresem zmęczeniowym (stanowiącym linię graniczną) podzielony jest liniami. Linie te definiują miejsca o jednakowym uszkodzeniu, tj. miejsca pojawienia się podobnych zjawisk zmęczeniowych, np. dla metali [132] - poślizgów, pasm poślizgów, mikropęknięć czy pęknięć osnowy, delaminacji, pojawienia się siatki mikropęknięć dla tworzyw, czy też jednakowych efektów zmęczenia - wytrzymałości resztkowej, ugięcia itd. Ostatnią z linii jest linia wykresu zmęczeniowego określająca wystąpienie złomu zmęczeniowego. Istnienie tych linii umożliwia zatem powiązanie poziomu naprężenia bieżącego o określonej liczbie cykli z historią obciążenia, tj. z naprężeniem i stopniem uszkodzenia występującym poprzednio. Ma to

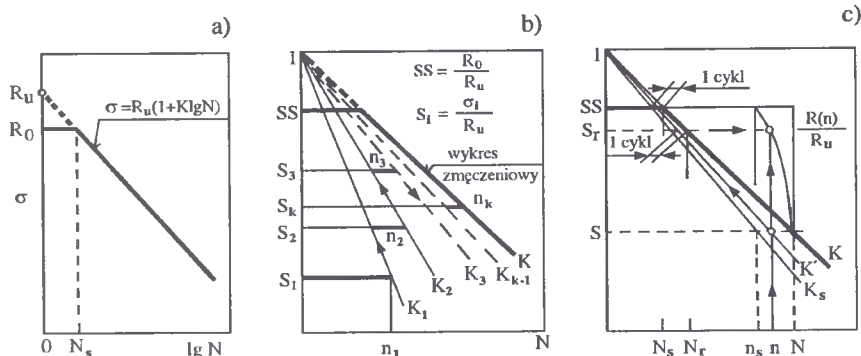
więc związek z szeregiem dyskutowanych wcześniej hipotez, według których dla różnych poziomów naprężenia (np. $\sigma_1 > \sigma_2$) ten sam stopień uszkodzenia określony w skali mikro- i makroskopowej - mierzony za pomocą pewnego parametru prognozującego zmęczenie, np. CDP, jak proponowali *Farrow i Yang* [29] - uzyskany zostanie po zrealizowaniu różnej liczby cykli. Poglądową ilustrację graficzną tych metod dla obciążenia sześciostopniowego wg pracy [29] przedstawiono na rys.2.19 (przy zgodności opisu powierzchni zmęczeniowej z rys.2.11).



Rys.2.19. Ilustracja metody oceny trwałości opartej na hipotezie linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych opisanych zmiennością parametru prognozującego CDP dla obciążenia sześciostopniowego nieregularnego a) i typu gassnerowskiego b)

Hashin i Rotem [46, 112, 113] zaproponowali, na podstawie badań laminatu epoksydowo-grafitowego, teorię kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych opartą na następujących założeniach:

- wykres zmęczeniowy wyznacza dla trwałości odpowiadającej pierwszemu cyklowi tzw. „urojoną” wytrzymałość R_u , wyższą od wytrzymałości statycznej R_0 - rys.2.20a;
- wytrzymałość R_u wyznacza punkt stanowiący początek prostych definiujących miejsca o jednakowym uszkodzeniu, z których prosta o największej wartości współczynnika kierunkowego opisuje wykres zmęczeniowy, stanowiąc jednocześnie graniczną linię stałych uszkodzeń, której osiągnięcie wyznacza złom próbki (elementu);
- sumowanie uszkodzeń następuje zgodnie ze schematem przedstawionym na rys.2.20b, tj. każdy zrealizowany poziom naprężenia względnego S_i wyznacza kolejną linię stałych uszkodzeń zmęczeniowych o współczynniku kierunkowym $K_i > K_{i-1}$, której położenie jest funkcją aktualnego uszkodzenia (K_{i-1}), wielkości S_i i n_i .



Rys.2.20. Ilustracja graficzna teorii kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych i sposobu wyznaczania wytrzymałości resztkowej wg Hashina i Rotema (opis w tekście)

Jednocześnie linia stałych uszkodzeń K_s - rys.2.20c, według propozycji *Rotema* [112, 113], wyznaczona dla punktu o współrzędnych $SS = R_0/R_u$ i $n = N_s - 1$ (jeden cykl wcześniej), wraz z wykresem zmęczeniowym K określa obszar, w którym następuje spadek wytrzymałości doraźnej (od SS do S). Przykładowo, przy zrealizowaniu n cykli na poziomie S ($n_s < n < N$) osiąga się poziom uszkodzenia opisany prostą K' . Poziom naprężenia S_r , dla którego różnica trwałości wyznaczonych dla prostej K' i wykresu zmęczeniowego $K(N_r)$ wynosi jeden (ten cykl potrzebny do zniszczenia), określa aktualną wartość względnej wytrzymałości resztkowej $R(n)$. W zapisie sformalizowanym dla bilogarytmicznego układu współrzędnych funkcja względnej wytrzymałości resztkowej ma następującą postać:

$$R(n)/R_u = S_r = 1 + (S-1) \lg(N_r - 1) / \lg n, \quad (2.84)$$

gdzie:

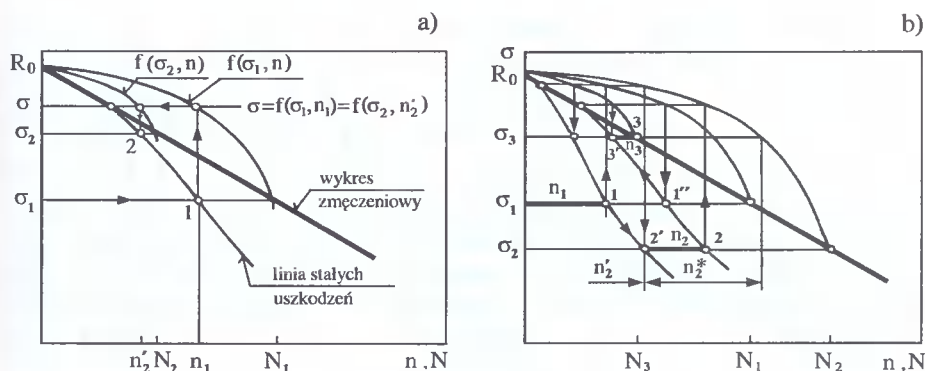
$$N_r^{K \lg n / (S-1)} - N_r + 1 = 0. \quad (2.85)$$

Zwraca uwagę fakt, że wg tej propozycji ocena trwałości zmęczeniowej wymaga jedynie znajomości, poza widmem obciążenia, wykresu zmęczeniowego. Propozycja ta uwzględnia sekwencję obciążenia i historię obciążenia. W zakresie zmienności wytrzymałości resztkowej jest ona w zasadzie zgodna z wcześniej publikowanymi propozycjami *Chou'a* i *Cromana* [19] - model „sudden death” oraz *Sendeckij'ego* [125].

Daniel i *Charewicz* [21], w oparciu o wyniki badań laminatu epoksydowo-grafitowego $[90_4/0]_s$ wykazywali ciągłą zmienność wytrzymałości resztkowej, począwszy od pierwszych cykli. Podobną zmienność określono również dla modułu *Younga*. Dla wytrzymałości resztkowej za funkcję g prognozującą zmęczenie przyjęto wartości względne tej wytrzymałości z uwzględnieniem wpływu poziomu naprężenia:

$$g\left(\frac{n}{N}\right) = \frac{R(n/N) - \sigma_a}{R_0 - \sigma_a} \quad (2.86)$$

W samej metodzie przyjęto odmienne założenia niż to uczynili *Hashin* i *Rotem*. Linie stałych uszkodzeń łączą punkty pod wykresem zmęczeniowym, dla których wytrzymałość resztkowa jest jednakowa - rys.2.21.

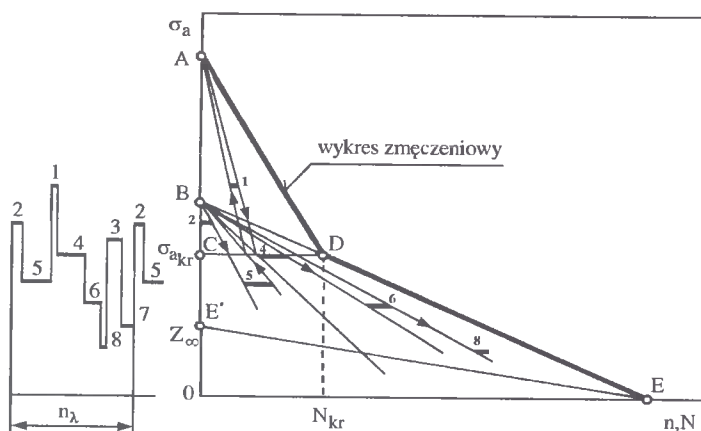


Rys.2.21. Ilustracja graficzna hipotezy Daniela i Charewicza

Zgodnie ze wszystkimi, rozważanymi wcześniej, modelami opartymi na zmienności wytrzymałości resztkowej, w momencie uszkodzenia, tj. przy trwałości N , dla określonego poziomu obciążenia σ wytrzymałość ta opisana funkcją $f(\sigma, n)$ odpowiada temu poziomowi obciążenia. Jednocześnie dla poziomów naprężeń niższych od σ wytrzymałość ta określa jedynie pewien, nie końcowy stopień uszkodzenia. Stąd też każdy punkt wykresu zmęczeniowego (σ, N) jest początkiem linii stałych uszkodzeń, dla której wytrzymałość resztkowa jest jednakowa i wynosi σ . Sposób określenia położenia linii stałych uszkodzeń właściwej realizacji n_1 cykli na poziomie σ_1 przedstawiono na rys.2.21a. Natomiast na rys.2.21b przedstawiono sposób sumowania uszkodzeń zmęczeniowych dla obciążenia trójstopniowego $\sigma_1 - \sigma_2 - \sigma_3$, dla którego na poziomie obciążenia σ_3 element (próbkę) doprowadzono do złomu. Warto zwrócić uwagę, że jeżeli przykładowo liczba cykli na poziomie naprężenia σ_2 byłaby większa od n_2^* (ale oczywiście $n_2^* < N_2 - n_2^*$), to każda zmiana obciążenia na większe bądź równe σ_3 powodowałoby, wg tej metody, natychmiastowy złom. Zatem przy określaniu trwałości całkowitej można by popełnić błąd, którego maksymalna wartość wynosiłaby $\Delta n = N_2 - n_2 - n_2^*$. Według autorów tego modelu, dla wykresu zmęczeniowego, trwałości $N = 1$ cykl odpowiada wytrzymałość doraźna.

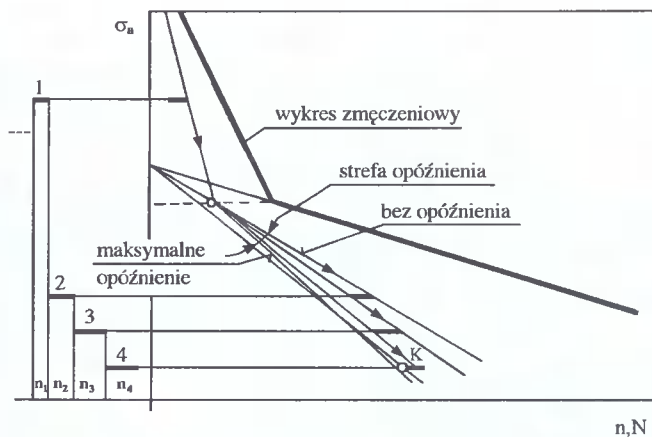
Szala i Topoliński [137] przedstawili metodę oceny trwałości w oparciu o badanie poliamidu 6 wzmocnionego krótkim włóknem szklanym. Tworzywo to jest reprezentantem tworzyw konstrukcyjnych wtryskowych, których wykres zmęczeniowy w układzie semilogarytmicznym nie jest, w zakresie $10^2 - 10^7$ cykli, przedstawiony w postaci linii prostej, lecz w postaci linii łamanej. Część tego wykresu, leżąca w zakresie mniejszej liczby cykli, wyróżnia zakres niszczenia cieplnego, druga część natomiast, zakres niszczenia mechanicznego. Oczywiście, w obu przypadkach można mówić tylko o dominowaniu zjawisk cieplnych lub mechanicznych w niszczeniu zmęczeniowym. Istnienie tych dwóch zjawisk spowodowało przyjęcie zróżnicowanego położenia linii stałych uszkodzeń dla obu zakresów oraz związane z tym konsekwencje wynikające ze zmian obciążenia, tj. przy przejściu z jednego obszaru w drugi. Linie stałych uszkodzeń dla zakresu cieplnego ABD - rys.2.22 - to pęk prostych mających początek w punkcie A (przecięcie osi naprężenia przez pierwszy odcinek łamanej), natomiast dla zakresu niszczenia mechanicznego - rys.2.22 - to pęk prostych mających początek w punkcie B (przecięcie osi naprężenia przez drugi odcinek łamanej).

czenia mechanicznego BEZ_{∞} w punkcie B (przecięcie osi naprężenia przez prostą zawierającą drugi odcinek łamanej). Takie usytuowanie obszarów niszczenia wydziela zatem obszar $BD\sigma_{akr}$ - nazywany obszarem niszczenia mieszanego, w którym kumulacja uszkodzeń następuje wg linii obszaru cieplnego lub mechanicznego w zależności od historii obciążenia. Poziom naprężenia Z_{∞} - wydzielający obszar $Z_{\infty}E0$, w którym kumulacja uszkodzeń nie następuje - ustalono wg pracy Nowaka [81]. Dalsze modyfikacje proponowanej metody oparto na powiązaniu przebiegu zjawisk termokinetycznych z trwałością. Analiza przebiegów zmian temperatury samowzbudnej dla obciążeń blokowych i analiza trwałości [134] wykazały bowiem, iż każdy poziom obciążenia zdecydowanie odciążający, ale krótkotrwały powoduje większy stopień wykorzystania poziomu wyższego.



Rys.2.22. Graficzna ilustracja kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych wg [137]

Na wykresach przedstawiających przebieg temperatury powierzchni próbki pojawia się charakterystyczne zaburzenie (uwidocznione także na rys.2.16 - punkty 1'-5'). Sugeruje to stan „zdrowienia” tworzywa. W skrajnym przypadku poziom odciążający jest przerwą w obciążeniu [161], a zatem im poziom odciążający niższy, tym efekt „zdrowienia” większy - rys.2.23. Następuje wówczas przemieszczenie linii stałych uszkodzeń w kierunku zmniejszania uszkodzeń w ramach, wg proponowanej hipotezy, strefy opóźnień. Przekroczenie linii maksymalnych opóźnień powoduje przyrost uszkodzenia (poziom 4 rys.2.23). Hipoteza ta, uwzględniająca szereg zjawisk związanych ze zmęczeniem tworzyw termoplastycznych - obszary niszczenia cieplnego i mechanicznego, „zdrowienie” - bliższa jest zatem rzeczywistemu procesowi niszczenia tej grupy tworzyw.



Rys.2.23. Graficzna ilustracja mechanizmu „zdrowienia” przy przejściu z obszaru niszczenia cieplnego do obszaru niszczenia mechanicznego

2.3. Uwagi do rozdziału 2

Na zakończenie rozważań prezentowanych w rozdziale 2 przedstawionych zostanie kilka uwag podsumowujących i stanowiących jednocześnie wskazanie dróg poszukiwań nowych rozwiązań.

Jak wynika z przedstawionego przeglądu, w literaturze rozważanych jest bardzo wiele propozycji metod kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych, od bardzo słabo związanych z fizyką procesu niszczenia do metod opartych na zmienności wybranych wielkości proces ten opisujący czy prognozujący. Wielość ta wynika z dwóch powiązanych ze sobą faktów. Pierwszy fakt: znaczna różnorodność własności i zachowań grupy materiałów zwanych ogólnie konstrukcyjnymi tworzywami sztucznymi (czy bardziej w tym przypadku konstrukcyjnymi kompozytami polimerowymi) bez wydzielenia np. tworzyw termoplastycznych i chemoutwardzalnych, różnorodności wzmocnień itp. Fakt drugi stanowi naturalna dążność do poszukiwań metody czy metod uniwersalnych. Konsekwencją obu tych faktów jest to, że z jednej strony można zauważyć niezadowalający stopień weryfikacji przedstawionych propozycji i to nie tylko na etapie wykorzystania zapisów formalnych, ale także i koncepcji opisu procesu zmęczenia tych materiałów. Z drugiej zaś strony, większość prób kompleksowej oceny jednej metody dla wielu tworzyw czy wielu metod dla jednego tworzywa, wg [138], prowadzi do znacznych różnic pomiędzy wynikami obliczeń a wynikami eksperymentu lub do wyznaczenia stałych występujących w tych hipotezach pozostających poza dopuszczalnymi zakresami lub tracącymi sens fizyczny (jeżeli tym stałym taki sens przypisano). Stąd też praktycznie trudno jest wskazać jedną z hipotez i twierdzić, znajdując uzasadnienia, że choćby dla pewnej grupy tworzyw jest ona zalecana.

Czy można jednak określić kierunki poszukiwań takich metod? Wydaje się, że istnieją przesłanki do sformułowania pewnych ustaleń. Po pierwsze, w opisie procesu zmęczenia należy się oprzeć na parametrach prognozujących, najlepiej ujmujących jego przebieg z jednoczesnym uwzględnieniem np. obserwacji doświadczalnych doty-

czących etapów niszczenia. Parametrami takimi mogą być parametry energetyczne. Po drugie, proponowana metoda musi zapewniać możliwość oceny trwałości dla różnych postaci obciążeń - wielostopniowych o dowolnej konfiguracji i w skrajnym przypadku „cykl po cyklu”. Po trzecie - metoda powinna zapewnić możliwość uwzględnienia cech właściwych jedynie tego typu tworzywom, np. „odpoczynku” czy „zdrowienia”.

Z tego powodu interesujące wydają się metody przedstawione w p. 2.2.4, w których uwzględnia się pełną historię obciążenia oraz obserwacje postaci uszkodzeń. Należy jednak zauważyć, że w stosunku do hipotez typu P-M w zastosowaniach inżynierskich tracą one jednak nieco na przejrzystości i zwartości zapisu. Obliczenia odbywają się wg względnie złożonego algorytmu, co dziś przy znacznej dostępności mikrokomputerów nie jest problemem, a celem ich jest, obrazowo rzecz ujmując, przemieszczenie po liniach stałych uszkodzeń do linii granicznej. Liczba cykli zrealizowana w tej wędrówce wyznacza poszukiwaną trwałość zmęczeniową.

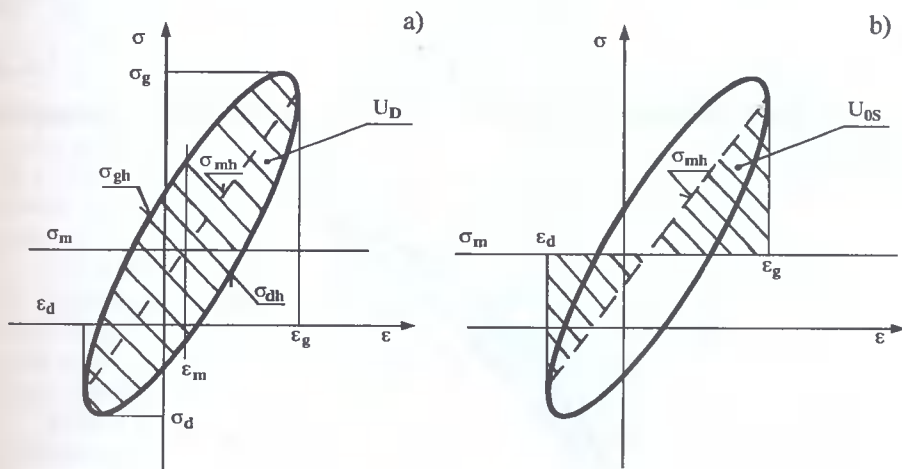
Zapewne interesujące jest podejście probabilistyczne, w związku ze znacznym rozrzutem własności i zachowań tworzyw sztucznych, a dające w odpowiedzi rozkład trwałości, postulowane przez *Yanga* i współpracowników - prezentowane w p. 2.2.1. Wymaga ono jednak bardzo kosztownych badań lub dostępu do wyników badań prowadzonych przez różne ośrodki naukowe, by prowadząc symulacje komputerowe uzyskać wiarygodne wyniki szacowań trwałości. Stanowi to jednak odrębny problem.

3. ANALIZY ENERGETYCZNE W OCENIE TRWAŁOŚCI ZMĘCZENIOWEJ TWORZYW SZTUCZNYCH

Jak wspomniano wcześniej, w ostatnich latach znaczne uznanie w analizach procesu zmęczenia zdobyło podejście energetyczne. Przyjmuje się bowiem w tym podejściu jednoczesną analizę naprężeniową i odkształceniową, zakładając jako kryterium zniszczenia energię odkształcenia sprężystego, energię dyssypacji lub ich kombinację czy część. Uwzględnia się zatem interakcję naprężeń i odkształceń w czasie procesu zmęczenia. Wydaje się więc, że dla konstrukcyjnych tworzyw sztucznych, a w tym i kompozytów polimerowych, wykazujących w całym zakresie stosowności znaczne odkształcenia, to podejście powinno być szczególnie uzasadnione. W zakresie badań metali szeroki przegląd literatury z tego zakresu prezentują prace *Golosa* [39] i *Kujawskiego* [64], w których przedstawiono szereg różnych energetycznych kryteriów zmęczeniowego niszczenia, a na tym tle propozycje własne.

Poniżej zostaną przedstawione chronologicznie ważniejsze prace z zakresu badań zmęczeniowych tworzyw sztucznych, w których prowadzono analizy energetyczne.

Najpierw jednak zostaną zdefiniowane podstawowe parametry energetyczne wykorzystywane w opisie własności zmęczeniowych - energia dyssypowana i energia odkształcenia sprężystego. Obciążając próbkę, dla której istnieje jednoczesna możliwość określenia wydłużenia pewnego, przyjętego za kontrolny, odcinka pomiarowego otrzymuje się dwa przebiegi czasowe - zmienność naprężenia $\sigma(t)$ i zmienność odkształcenia $\epsilon(t)$. Odnosząc naprężenie do odkształcenia, dla pełnych cykli obciążenia otrzymuje się pętlę histerezy. W przypadku zachowań liniowo lepkosprężystych pętla naprężeniowo-odkształceniowa jest elipsą - rys.3.1.



Rys.3.1. Graficzne przedstawienie energii dyssypowanej a) i energii odkształcenia sprężystego b)

Zmienność naprężenia pomiędzy ϵ_d a ϵ_g wyznacza górną część pętli $\sigma_{gh}(\epsilon)$, natomiast pomiędzy ϵ_g a ϵ_d - dolną część pętli $\sigma_{dh}(\epsilon)$. Wartość średnią krzywej $\sigma_{mh}(\epsilon)$ wyznacza równanie:

$$\sigma_{mh}(\epsilon) = \frac{\sigma_{gh}(\epsilon) + \sigma_{dh}(\epsilon)}{2}. \quad (3.1)$$

Energię dyssypacji U_D określa pole zakreślone pętlą histerezy:

$$U_D = \frac{1}{2} \left(\oint \sigma \cdot d\epsilon - \oint \epsilon \cdot d\sigma \right), \quad (3.2)$$

natomiast energię odkształcenia sprężystego (gromadzoną) U_{OS} pole pomiędzy krzywą średnią σ_{mh} a naprężeniem σ_m :

$$U_{OS} = \int \sigma_{mh} d\epsilon. \quad (3.3)$$

Stosunek energii dyssypacji do energii odkształcenia sprężystego nazywany jest współczynnikiem tłumienia:

$$\Lambda = \frac{U_D}{U_{OS}}, \quad (3.4)$$

który dla zachowań liniowo lepkosprężystych:

$$\Lambda = \pi \cdot \operatorname{tg} \delta, \quad (3.5)$$

gdzie: δ - kąt przesunięcia fazowego pomiędzy naprężeniem i odkształceniem.

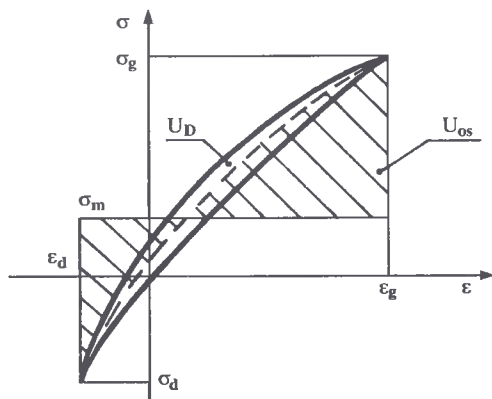
Wówczas też:

$$U_D = \pi \sigma_a \epsilon_a \sin \delta \quad (3.6)$$

oraz

$$U_{OS} = \sigma_a \epsilon_a \cos \delta. \quad (3.7)$$

W przypadku zachowań lepkosprężystych nieliniowych - np. rys.3.2 - obowiązują zależności (3.2-3.4).



Rys.3.2. Przykładowa pętla histerezy dla materiału lepkosprężystego z oznaczonymi wielkościami energetycznymi

Często w analizach energetycznych, jako wielkość określającą położenie pętli histerezy, wykorzystuje się wcześniej zdefiniowany moduł sieciowy, którego wartość zgodnie z rys.3.2 wynosi:

$$E_{ds} = \frac{\sigma_g - \sigma_d}{\epsilon_g - \epsilon_d}. \quad (3.8)$$

W pracach zespołu *Ehrensteina* (np. [89]) nosi on nazwę dynamicznego modułu sieciowego.

Poziom naprężenia σ_m pozwala ponadto wyróżnić energie dyssypowaną U_D^+ i odkształcenia sprężystego U_{OS}^+ ponad średnim naprężeniem lub poniżej, odpowiednio U_D^- i U_{OS}^- (w literaturze niemieckiej, górne i dolne energie).

Warto w tym miejscu zauważyć, że dla rzeczywistych materiałów w większości przypadków trudno mówić o zamkniętych pełnych pętlach histerezy. Jest to związane ze zmianami własności materiału następującymi praktycznie w sposób ciągły (cykliczne osłabienie, umocnienie, pełzanie itd.), a jedynie dla zakresów quasi-stabilnych (niemal stała, niewielka zmiana kształtu i położenia pętli histerezy) można przyjmować, popełniając niewielki błąd, iż pętle te są zamknięte.

Hellwege i Wurtinger [47] analizowali zmienność modułu *Younga* i kształtu pętli histerezy odkształceniowo-naprężeniowej w badaniach laminatu epoksydowo-szklanego. Wykazano, że przy obciążeniu stałoaamplitudowym sterowanym naprężeniem istotne zmiany tych parametrów występują dla początkowych cykli obciążenia oraz przed wystąpieniem złomu. Pomiędzy tymi etapami zmieniają się one nieistotnie lub zmieniają się ze stałą prędkością w zależności od relacji poziomu obciążenia do naprężenia odpowiadającego przegięciu wykresu statycznego (tzw. punkt „Knie”). Dla naprężeń niższych od naprężenia przegięcia obserwowane zmiany modułu *Younga* dla trwałości do 10^5 cykli nie przekraczały 5-8 % jego wartości początkowej.

Puck [103] prowadził analizy dotyczące mechanizmów niszczenia wielowarstwowych laminatów epoksydowo-szklanych. Zachowania statyczne powiązane zostały ze zmiennością pętli histerezy i obserwowanymi mikropęknięciami pojawiającymi się wzdłuż i w poprzek obciążenia. Stwierdzono wyraźnie powiększenie pola pętli histerezy dla naprężeń leżących powyżej punktu „Knie” z jednoczesnym pojawieniem się mikropęknięć w kierunku poprzecznym do obciążenia. Dalsze zwiększenie pola pętli powiązane z pojawieniem się mikropęknięć wzdłużnych.

Potter [99] prowadził badania zachowań jednokierunkowego laminatu epoksydowo-węglowego w warunkach zmiennych obciążeń tnących. Wykazał on istotne zmiany sztywności skrętnej badanego materiału w początkowych cyklach obciążenia (po 20 cyklu spadek sztywności o 15 %) ilustrując to istotnymi zmianami położenia pętli histerezy w układzie siła - przemieszczenia.

Krempl i Niu [63] w ramach badań próbek cylindrycznych wykonanych z laminatu epoksydowo-grafitowego [± 45], analizowali ich zachowanie przy obciążeniach sinusoidalnie zmiennych (w tym także z wprowadzeniem 3-minutowego ustalenia poziomu obciążenia). Wykazano, że ze wzrostem zrealizowanej liczby cykli następuje wyraźne osłabienie materiału (wzrost pola pętli histerezy i jej pochylenie), przy czym po stronie rozciągania (badania dla $R = -1$) występują oznaki pewnej stabilizacji własności bez wyraźnego przyrostu odkształcenia przed wystąpieniem złomu. Przyrost taki wyraźnie

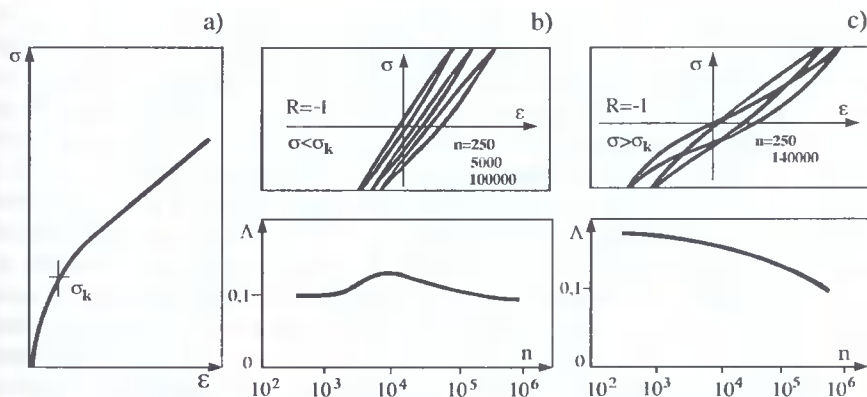
występuje po stronie ściskania. Wprowadzenie w cykl sinusoidalny (dla poziomu naprężeń $0,3R_0$, $0,4R_0$, $0,5R_0$ i σ_{\max}) obciążenia stałego umożliwiło autorom włączenie do analizy zachowań elementów pełzania, co nie zostało jednak wykorzystane do oceny stopnia uszkodzenia zmęczeniowego.

Gerharz [33] i *Schütz* [35, 120, 121, 122, 123] wykorzystali analizę zmienności kształtu i położenia pętli histerezy do oceny zachowań w warunkach obciążeń zmiennych połączeń nakładkowych i zakładkowych. Elementami łączonymi były stosowane w lotnictwie wysoko obciążone laminaty epoksydowo-węglowe. Uzyskane pętle histerezy, mierzone w układzie obciążenie - wydłużenie odcinka pomiarowego obejmującego strefę połączenia, obrazują jednocześnie dwa zjawiska - odkształcenie elementów łączonych i odkształcenie powierzchni otworu przez element złączny. Autorzy nie wykorzystali pola uzyskanych pętli histerezy jako kryterium zniszczenia - za kryterium to przyjęto podatność złącza zdefiniowaną jako wydłużenie odcinka pomiarowego do obciążenia.

Wang, Goetz i Corten [149] analizowali zmienność pętli histerezy w badaniach prepregu poliestrowo-szklanego SMC-R50 wzmocnionego krótkim włóknem (25 mm długości - 50 % wagowych) w warunkach płaskiego ścinania (na tzw. próbkach *Iosipescu*). Stwierdzono, że z liczbą zrealizowanych cykli i narostem uszkodzenia w materiale zwiększała się szerokość pętli, szczególnie dla wysokich poziomów obciążenia ($\tau > 0,5R_0$). Dla niskich poziomów obciążenia ($\tau < 0,4R_0$) obserwowano do trwałości rzędu (0,7 - 0,8)N jedynie nieznaczne zwiększenie się pola pętli histerezy, przy jednoczesnym zmniejszaniu się wartości modułu sprężystości poprzecznej G do 75 - 85 % jego wartości początkowej G_0 .

Praca *Bernstorffa, Altstäda i Renza* [8] rozpoczyna cykl prac (np. [2, 9, 25, 56, 76, 88, 89, 91, 98, 110, 111]) wykonanych przez zespół *Ehrensteina*, najpierw kierownika Institut für Werkstofftechnik w Kassel, a od 1990 roku Lehrstuhl für Kunststofftechnik w Uniwersytecie Erlangen-Nürnberg. W pracach tych wykorzystywano analizę zmienności parametrów energetycznych w trakcie procesu zmęczenia do opisu mechanizmów niszczenia i ocen jakościowych wpływu czynników technologicznych na trwałość. W pracy [8] badano wytrzymałość i trwałość kompozytu SMC poliestrowego wzmocnionego krótkim włóknem szklanym. Wyniki badań stałoamplitudowych analizowano dla dwóch zakresów poziomów obciążenia, tak jak to proponował *Puck* [103], rozdzielonych punktem σ_k - „Knie” - załamania wykresu statycznego rozciągania - rys.3.3a. Punkt „Knie” był także początkiem emisji akustycznej towarzyszącej niszczeniu struktury tworzywa w wyniku pojawienia się mikropeknięć.

Dla naprężeń $\sigma < \sigma_k$ - rys.3.3b - kształt pętli histerezy odpowiadał, w przybliżeniu, zachowaniu liniowo-lepkosprężystemu; tłumienie najpierw rosło, by po liczbie cykli powyżej 10^4 zmniejszać swą wartość. Dla naprężeń $\sigma > \sigma_k$ - rys.3.3a - pętle wyraźnie wykazywały nieliniowe zachowanie materiału, a tłumienie w sposób ciągły malało (rosło pole pętli, ale wolniej niż jej „pochylenie”). Zachowanie to zostało dodatkowo zilustrowane obserwacjami makro- i mikroskopowymi.



Rys.3.3. Wyniki badań SMC-R30 dla obciążeń statycznych a) i stałoaamplitudowych w zakresie zmienności pętli histerezy i współczynnika tłumienia dla $\sigma < \sigma_k$ b) oraz $\sigma > \sigma_k$ c)

W pracy [111] *Renz, Altstädt i Ehrenstein* (także prace [9, 25]) analizowali zachowanie próbek wykonanych z tego samego materiału poprzez pryzmat dodatków przeciwskurczowych, modyfikatorów, wypełniaczy mineralnych i zawartości włókna szklanego wykazując znaczne możliwości wpływu na własności tłumiące badanego materiału. W badaniach stosowano także obciążenia blokowe, w których blok obciążenia był trójstopniowy z narastającą amplitudą z krótkotrwałym odciążeniem międzystopniowym rzędu 5-10 % wytrzymałości statycznej. Wykazano, że najbardziej czule na zmiany składu tworzywa są uzyskane dla tych obciążeń przebiegi zmian tłumienia i modułu siecznego. Możliwa jest także dla nich pełniejsza analiza dzięki temu, że kumulacja uszkodzeń następuje szybciej i że badania prowadzone dla tych samych poziomów naprężenia odnoszone są do różnych stopni uszkodzenia materiału. W pracy tej wykazano również, że szybsze zmiany parametrów energetycznych, w przypadku obciążeń wahałdowych zachodzą po stronie rozciągania, zwłaszcza dla znacznych stopni uszkodzenia materiału.

Altstädt [2], w szerszych badaniach prepregu poliestrowego wzmocnionego krótkim włóknem szklanym, wykazał znaczną powtarzalność przebiegu charakterystyk energetycznych, w tym także dla różnych częstotliwości (1 Hz, 10 Hz) poza zakresem trwałości bliskim pęknięciu próbki. W zakresie tym dla częstotliwości 10 Hz energia dyssypowana wyraźnie przyrastała, natomiast dla częstotliwości 1 Hz malała. W pracy tej przedstawiono także wyniki badań zmęczeniowych, w trakcie których stopniowo co 1000 cykli zmieniano temperaturę badania (od temperatury pokojowej do 110 °C). Stwierdzono, że niezależnie od poziomu obciążenia, do temperatury 50 - 60 °C współczynnik tłumienia nie zmieniał praktycznie swej wartości, po czym wyraźnie przyrastał, natomiast dynamiczny moduł sieczny E_{ds} w całym zakresie trwałości z przyrostem temperatury zmniejszał swą wartość do 50 - 75 % wartości początkowej.

W kolejnych pracach tego samego zespołu [55, 56, 90] w badaniach zmęczeniowych wykorzystano do analiz obciążenie stopniowo narastające ze stałym przyrostem naprężenia i stałą pojemnością stopni. W pracy [56] przedstawiono wyniki badań PBT z różną zawartością krótkiego włókna szklanego. Wykazano, że przy obciążeniu ze

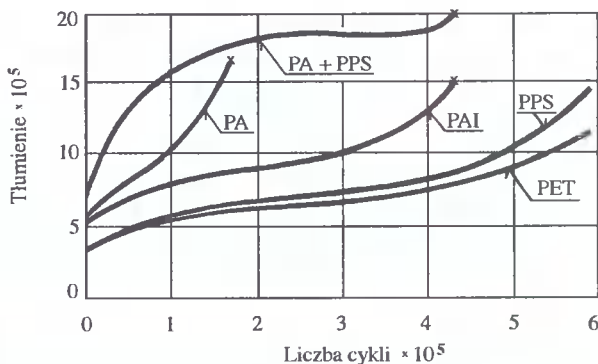
stopniowo narastającym odkształceniem współczynnik tłumienia ma tym wyższe wartości, im większa zawartość włókna. Odwrotna relacja występuje przy sterowaniu naprężeniem. Stwierdzono, że początkowo, dla niskich poziomów naprężenia i odkształcenia, zmienność współczynnika tłumienia ma charakter liniowy, by dalej przyrastać progresywnie. Wielkości naprężenia i odkształcenia oddzielające oba zachowania autorzy uznali za graniczne wrażliwości naprężeniowe i odkształceniowe, powyżej których dopiero pojawiają się uszkodzenia zmęczeniowe. W pracy [55] *Janzen* prowadził badanie dwóch tworzyw termoplastycznych SAN (kopolimer styrenu) i PBT w obu przypadkach wzmocnionych krótkimi włóknami szklanymi (dla różnych zawartości włókna, przy różnej jego długości i zróżnicowaniu stanu powierzchni włókna). Zachowanie próbek wykonanych z SAN, w przypadku zróżnicowanej zawartości włókna szklanego, różniło się od opisanych powyżej zachowań PBT. Dla obu tworzyw, przy wzroście długości włókna współczynnik tłumienia wyraźnie się zmniejszał. Przy podobnych obciążeniach prowadzono badania łopatek turbin wiatrowych [90] wykonanych z laminatu poliestrowego wzmocnionego matą i włóknami jednokierunkowymi o zróżnicowanym położeniu, oceniając zachowanie zmęczeniowe tych elementów poprzez analizę zmienności tłumienia i modułu dynamicznego sieciowego.

W pracy [163] *Zok* i *Shinozaki* analizowali kumulację uszkodzeń zmęczeniowych w badaniach cylindrycznych próbek z polipropylenu w zakresie jednostronnego rozciągania i rozciągania-ściskania. Rozważania prowadzono w oparciu o obserwacje mikroskopowe skaningowe i transmisyjne oraz rejestracje pętli odkształceniowo-naprężeniowych - zwłaszcza dla zakresu niskocyklowego. Stwierdzono, że w półcyklach rozciągania pojawiają się pęknięcia w materiale, które niemal całkowicie zamykają się dla ściskania, a zatem pętłe histerezy zmieniają swój kształt i położenie wyraźniej dla naprężeń dodatnich (rozciąganie) niż po stronie ściskania.

Naem [78] prowadził rozważania na temat powiązania energii dostarczonej do próbki z uszkodzeniem zmęczeniowym wykazując, iż przyrost uszkodzenia w jednym cyklu jest wprost proporcjonalny do przyrostu energii pomiędzy dwoma kolejnymi cyklami. Nie podał jednak żadnej energetycznej miary zmęczenia.

Roy i *El Ghorba* [115] w badaniach laminatu epoksydowo-szklanego powiązali pojawienie się delaminacji z wartością sygnału akustycznego i kształtem pętli histerezy. Wystąpieniu pierwszych oznak rozwarstwienia towarzyszył istotny przyrost sygnału akustycznego i wyraźny wzrost pola pętli histerezy z jednoczesną zmianą jej kształtu. Dla cykli zmęczeniowych, dla których pojawiły się pierwsze znaczące sygnały akustyczne i które uznano za inicjujące uszkodzenie zmęczeniowe, nie zauważono istotnych zmian w kształcie pętli histerezy.

Kalinka, *Boro*, *Augustin*, *Hampe* i *Hinrichsen* [59] przedstawili wyniki badań wartości współczynnika tłumienia dla pięciu tworzyw termoplastycznych (PA, PA + PPS, PAI, PPS, PET) wzmocnionych krótkim włóknem szklanym (około 65 % objętościowych). Stwierdzono, że w przypadku jednakowych poziomów obciążenia wraz z liczbą zrealizowanych cykli tłumienie przyrasta najintensywniej w początkowej fazie procesu niszczenia i w fazie końcowej. Dla tworzywa mieszkowego PA + PPS udział etapu początkowego w całym okresie trwałości jest znaczny (blisko 50 %), a tłumienie przyjmuje wartości wyższe od wartości tłumienia dla tworzyw wchodzących w skład mieszanki - rys.3.4.



Rys.3.4. Zmienność współczynnika tłumienia w funkcji zrealizowanych cykli obciążenia dla tworzyw termoplastycznych wzmocnionych krótkim włóknem szklanym

W pracy [26] *Ellyin i El-Kadi* zastosowali do analizy zachowań tworzyw warstwowych zaproponowane dla metali kryterium gęstości energii odkształcenia całkowitego, wg którego trwałość jest prostą funkcją tejże gęstości o postaci

$$\Delta U = k \cdot N^\alpha + C, \quad (3.9)$$

gdzie: ΔU - gęstość energii odkształcenia całkowitego, k , α , C - stałe zależne, dla danego rodzaju laminatu, od orientacji włókien wzmacniających.

Z analizy teoretycznej i przy założeniach upraszczających określono, że dla obciążeń osiowych można przyjąć:

$$\Delta U = \frac{\Delta \sigma^2}{E} / (2(1-R)^2). \quad (3.10)$$

Wykorzystując dane *Hashina, Rotema, Totha i Awerbucha* stwierdzono dobrą zgodność opisu równaniem (3.9) eksperymentu. Stwierdzono również, że dla laminatu nie wykazującego granicy zmęczenia $C = 0$, natomiast α i k zależą od kierunku ułożenia włókien Θ :

$$\alpha = \alpha_0 + a\Theta \quad (3.11)$$

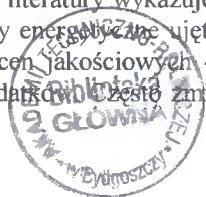
i

$$\lg k = \lg k_0 + b\Theta^\beta, \quad (3.12)$$

gdzie: a , b , β - stałe materiałowe zależne od rodzaju laminatu, natomiast α_0 i k_0 - wartości dla $\Theta = 0$.

Vaziri, Olson, Anderson [147] prowadzili analizy teoretyczne dotyczące zachowań laminatów w warunkach obciążeń statycznych, a także obciążeń cyklicznych, wolno-zmiennych. Stwierdzono, że dla laminatu aluminiowo-borowego pole pętli histerezy przyrasta wyraźnie dla dużych wartości naprężenia lub przy wystąpieniu pewnego stopnia uszkodzenia w materiale.

Powyższy przegląd dostępnej literatury wykazuje, iż w zmęczeniowych badaniach kompozytów polimerowych analizy energetyczne ujęte są dość fragmentarycznie. Najczęściej wykorzystywane są do ocen jakościowych - wpływu długości wzmocnienia, jego ilości czy wpływu innych dodatków. Często zmienność wielkości energetycznych



wspomaga analizy procesu kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych, np. wówczas, gdy pojawieniu się pewnych form uszkodzeń (mikropęknięcia wzdłużne czy poprzeczne, delaminacja itp.) towarzyszy zwiększenie pól pętli histerezy czy zmiana kształtu pętli lub zmiany te występują równoległe z narastającą intensywnością sygnału akustycznego. Rzadziej natomiast opisywano związki ilościowe pomiędzy, w ogólności, energią dostarczoną do próbki a trwałością. To właśnie powinno stanowić podstawę określenia energetycznych metod oceny trwałości zmęczeniowej. Można bowiem oczekiwać, iż istnieje wielkość energetyczna, którą można powiązać z liczbą zrealizowanych cykli zmęczeniowych w pełnym zakresie zmienności obciążeń i tym samym uznać ją za kryterium zmęczenia.

W przypadku metali, powołując się tu jedynie na pracę *Golosia* [39], prowadzono szereg tego rodzaju analiz wiążąc z trwałością: części energii rozproszonej w jednym cyklu (*Enomoto* 1955, *Martin* 1956, *Romanow* 1974), skumulowaną energią rozproszoną (*Feltner, Morrow* 1961), różnicę pomiędzy energią dyssypowaną wyznaczoną dla ustabilizowanego cyklu a energią dyssypowaną na poziomie granicy zmęczenia (*Chang, Pimbley i Conway* 1968), czy różnice pomiędzy rzeczywistą pętlą histerezy a pętlą otrzymaną przez transformację skali (*Goss* 1982). W pracach z ostatnich lat trwałość wiązano z sumą energii dyssypowanej i połowy iloczynu zakresów naprężenia i odkształcenia (*Ellyin i Kujawski* 1985) i gęstością energii odkształcenia (*Gogoś* [39] - 1989). Widać zatem, że dla tworzyw sztucznych w tym zakresie występuje istotna luka.

4. BADANIA WŁASNE I UZYSKANE WYNIKI

4.1. Cel i zakres badań własnych

Zasadniczym celem eksperymentalnych badań własnych było pozyskanie danych energetycznych o zmęczeniowym zachowaniu konstrukcyjnych kompozytów polimerowych. Cel ten realizowano na podstawie badań zmęczeniowych stałoamplitudowych i ze stopniowo zmienną amplitudą laminatów poliestrowych o zróżnicowanym wzmocnieniu oraz poliamidu 6 wzmocnionego krótkim włóknem szklanym.

Badania prowadzono mając na uwadze możliwość określenia i weryfikacji energetycznego kryterium zmęczenia dla konstrukcyjnych tworzyw sztucznych oraz energetycznej hipotezy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych, a także określenia podstaw opisu fenomenologicznego pętli histerezy.

4.2. Materiał

Podstawowe badania zmęczeniowe dla realizacji wyżej określonego celu przeprowadzono na próbkach wykonanych z laminatu poliestrowego wzmocnionego włóknem szklanym o różnej postaci i różnej konfiguracji wzmocnienia. Wybór materiału wiązał się z współuczestnictwem w ramach stażu naukowego w badaniach prowadzonych przez zespół *G.W.Ehrensteina* w Lehrstuhl für Kunststofftechnik w Uniwersytecie Erlangen-Nürnberg. Celem badań wzmiankowanego zespołu było określenie takiej konfiguracji wzmocnienia laminatu, by przy określonej jego wytrzymałości statycznej i niskiej cenie otrzymać kompozyt o strukturze samoblokującej rozwój mikropeknięć, a więc o znacznej trwałości zmęczeniowej. Laminat ten był przewidziany jako materiał na łopatki rotora elektrowni wiatrowej. Wszystkie badania prezentowane w niniejszej pracy autor wykonał samodzielnie. Wcześniejsze badania własne, jak już wspomniano, dotyczyły zachowań konstrukcyjnego tworzywa wtryskowego wzmocnionego krótkim włóknem szklanym. Wydaje się zatem, że badania kolejnego kompozytu polimerowego są logiczną kontynuacją badań wcześniejszych.

Żywicę poliestrową Palatal A420 (BASF - Niemcy) utwardzano poprzez dodanie utwardzacza MEKP-HA-2 (2,5 % wagowych) i przyspieszacza kobaltowego C 101 (0,1 % wagowych) - oba odczynniki produkcji Peroxid - Chemie GmbH, Niemcy.

Wzmocnienia stanowiły: mata M-113, tkanina G-92125 i włókno jednokierunkowe UD-92146. Podstawowe parametry wzmocnień przedstawiono w tablicy 4.1.

Laminat miał strukturę przekładkową o trzech kombinacjach ułożenia wzmocnień:

- M₇,
- M₄/G₃ (M/G/M/G/M/G/M),
- M₃/UD₂ (M/UD/M/UD/M),

przy czym warstwy G i UD miały zawsze ten sam kierunek ułożenia. Średni objętościowy udział włókna szklanego w laminatach wynosił $24,95 \pm 1,41$ % (wagowy $38,18 \pm 2,16$ %).

Tablica 4.1. Podstawowe parametry wzmocnień

Lp.	Typ wzmocnienia	Masa [g/m ³]	\bar{R}_m / E [MPa]	Producent
1	M - 113	300	-	Gevetex Textilglas, D
2	G - 92125	280	370 / 21 · 10 ³	Interglas AG, D
3	UD - 92146	425	590 / 30 · 10 ³	Interelas AG, D

Laminowanie odbywało się w sposób ręczny, przy wielkości płyty około 500 x 600 mm, w formie aluminiowej zapewniającej stałość grubości laminatu.

Własności statyczne (wartości średnie i odchylenia standardowe) uzyskanych laminatów, wyznaczone na maszynie Zwick UPM 1465 So na próbkach (po 5 sztuk) o długości całkowitej 200 mm, odległości pomiędzy częściami chwytowymi 140 mm i szerokości 20 mm przedstawiono w tablicy 4.2. Prędkość rozciągania wynosiła 2 mm/min., długość odcinka pomiarowego 100 mm.

Tablica 4.2. Własności mechaniczne badanych laminatów

Lp.	Laminat	$\bar{E} \pm s_{\bar{E}}$ [MPa]	$\bar{R}_m \pm s_{\bar{R}_m}$ [MPa]	$\bar{\epsilon} \pm s_{\bar{\epsilon}}$ [%]	\bar{V}^* [Nmm / mm ³]
1	M ₇	10230 ± 1330	106,7 ± 9,0	1,23 ± 0,217	0,7339
2	M ₄ /G ₃	12160 ± 320	139,4 ± 3,6	1,34 ± 0,055	1,0294
3	M ₃ /UD ₂	14440 ± 390	165,2 ± 3,3	1,2 ± 0,001	1.0391

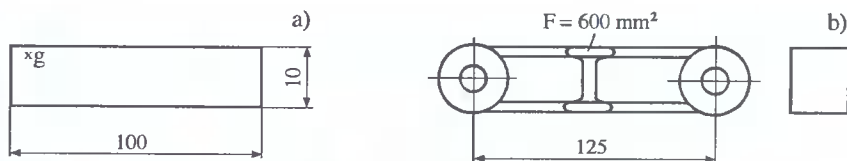
Wielkość \bar{V}^* jest przybliżoną wartością energii odkształcenia przy statycznym rozciąganiu oszacowaną na podstawie pola pod wykresem rozciągania. Przybliżenie wynika z pominięcia zmiany przekroju próbki w trakcie obciążenia i różnych chwilowych wartości przyrostu długości próbki.

Badaniom w węższym zakresie poddano element konstrukcyjny w postaci ogniwa przenośnika zbożowego wykonany wtryskowo z poliamidu 6 wzmocnionego krótkim włóknem szklanym. Nazwa handlowa tego tworzywa to Itamid 353 (Xenon, Łódź), zawartość ciętego rovingu szklanego - 35 %. Podstawowe własności statyczne badanych ogniw wynosiły $\bar{R}_m = 78,18 \pm 0,796$ MPa i $\bar{\epsilon}_m = 4,59 \pm 0,76$ %. Bliższe dane o materiale zestawiono w pracy [145].

4.3. Próbkki

Dla laminatu poliestrowego przyjęto do badań zmęczeniowych próbki płaskie o wymiarach 100 x 20 mm - rys.4.1a. Wymiar grubościowy próbki g był funkcją ilości warstw i stałości zawartości włókna szklanego - stąd średnie grubości dla poszczególnych laminatów wynosiły: M₇ - 3,85 mm, M₄/G₃ - 4,1 mm i M₃/UD₂ - 2,95 mm.

Próbki cięto z przygotowanych płyt laminatu o wymiarach ~ 420 x 420 mm (odrzucano strefy brzegowe) piłą cierną z nasypem diamentowym przy opłukiwaniu strefy cięcia strumieniem emulgatu wodno-olejowego. Z każdej płyty cięto próbki do badań statycznych i zmęczeniowych, zachowując właściwe ukierunkowanie warstw wzmocnienia G i UD.

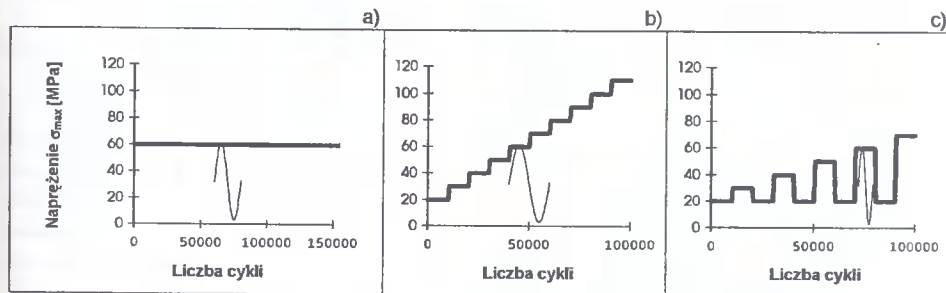


Rys.4.1. Obiekty badań: próbka płaska a) i ogniwo przenośnika b)

Makrogeometrię ogniwa przenośnika przedstawiono na rys.4.1b.

4.4. Obciążenie

W badaniach zmęczeniowych laminatów stosowano obciążenia sinusoidalnie zmienne stałoamplitudowe oraz obciążenia ze stopniowo narastającą amplitudą, w obu przypadkach dla dwóch wartości współczynnika asymetrii cyklu $R = 0,1$ i $R = -1$ (przyjmując za podstawowy $R = 0,1$, reprezentatywny dla technicznego zastosowania tych nieznaczącej grubości laminatów). Przykładowe schematy (obwiednie) obciążeń przedstawiono na rys.4.2. Dla obciążeń stopniowo narastających, przyrost amplitudy naprężenia o stałej wartości następował po realizacji każdych 10000 cykli (rys.4.2b) lub też, po realizacji stopnia obciążeniowego, następowało odciążenie do pewnego poziomu naprężenia trwające również 10000 cykli (rys.4.2c).



Rys.4.2. Przykładowe schematy (obwiednie) obciążeń: stałoamplitudowego a), stopniowo narastającego b), stopniowo narastającego z odciążeniem c)

Wartość przyrostu obciążenia dobierano w taki sposób, by liczba zrealizowanych stopni obciążenia dla próby była nie mniejsza od 8-10; częstotliwość wynosiła 10 Hz.

Przyjęte postaci i wartości obciążenia wynikały przede wszystkim z celu badań, uwzględniały jednak także ograniczenia związane z wysokimi kosztami badań zmęczeniowych. W przypadku obciążeń stałoamplitudowych przyjęto zakres zmienności σ_{\max} pozwalający na wyznaczenie wykresów *Wöhlera*. Dla naprężeń, przy których trwałości przekraczałyby $2 \cdot 10^6$ cykli, próby zmęczeniowe prowadzono w zakresie ograniczonym, nie doprowadzając próbek do złomu (na rysunkach punkty opisane jako „nie pęknięte”). Próby te umożliwiały uzyskanie dla tych naprężeń, niezbędnych w analizie, podstawowych wielkości energetycznych.

Badania ze stopniowo narastającą amplitudą miały zapewnić możliwość odniesienia wyników pomiarów energetycznych z badań stałoamplitudowych do wyników badań programowanych. Aby cel ten zrealizować dla pełnego zakresu zmian poziomu obciążenia, poczynając od poziomów bardzo niskich, przyjęto w eksperymencie jedynie sek-

wencję typu Lo-Hi. Pojemność poszczególnych stopni przyjęto jako kompromis pomiędzy liczbą cykli konieczną do stabilizacji parametrów energetycznych a trwałością na najwyższych poziomach σ_{\max} w badaniach stałoamplitudowych. Pojemność ta wespół z wielkością przyrostu naprężenia na kolejnych stopniach i częstotliwością wyznaczała czas realizacji pojedynczej próby.



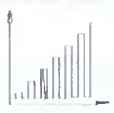
Zastosowanie odciążenia międzystopniowego miało na celu, przy zachowaniu tendencji narastania obciążenia podstawowego, wprowadzenie kolejnego stopnia obciążającego zawsze z tego samego niskiego poziomu naprężenia. Prowadziło to do zachowania poprzedniego stanu uszkodzenia przy quasistabilizacji warunków badania (np. temperatury próbki).

W przypadku badań ogniów przENOŚNIKA wykorzystywano obciążenia stałoamplitudowe oraz stopniowo narastające bez odciążenia - w obu przypadkach dla $R = 0,1$ przy częstotliwości 6 Hz. Zakres zmian σ_{\max} w badaniach stałoamplitudowych miał umożliwić orientacyjne wyznaczenie wykresu *Wöhlera* oraz określenie zmienności wielkości energetycznych. Obciążenie ze stopniowo narastającą amplitudą dawało podstawę do oceny zmienności wielkości energetycznych od poziomu obciążenia.

W obu badaniach wielkością sterującą był poziom naprężenia maksymalnego.

Zestawienie rodzajów obciążeń i ilości przebadanych próbek przedstawiono w tabelicy 4.3.

Tabela 4.3. Rodzaje obciążeń i ilości próbek

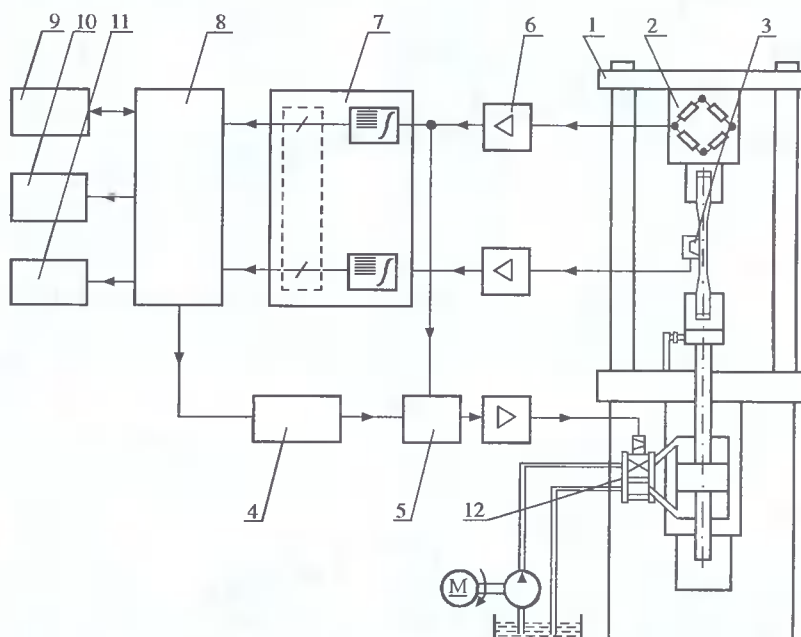
Obciążenie		Material	R	Liczba	
				poziomów obciążenia	próbek
Staloamplitudowe		M ₇	0,1 / -1	7 / 3	20 / 11
		M ₄ /G ₃	0,1	8	39
		M ₃ /UD ₂	0,1	9	29
		Itamid	0,1	3	9
Stopniowo narastające		M ₇	0,1	Dla próby realizowano 8-22 stopni obciążenia	3
		M ₄ /G ₃	0,1		9
		M ₃ /UD ₂	0,1		3
		Itamid	0,1		8
		M ₇	0,1 / -1		3 / 5
		M ₄ /G ₃	0,1 / -1		4 / 4
		M ₃ /UD ₂	0,1 / -1		3 / 5
		Itamid	-		-

4.5. Stanowiska badawcze

Badania zmęczeniowe przeprowadzono w dwóch różnych ośrodkach badawczych. Badania laminatów wykonano w Uniwersytecie Erlangen - Nürnberg, badania ogniów w Akademii Techniczno-Rolniczej w Bydgoszczy. Podstawę stanowisk badawczych stanowiły maszyny wytrzymałościowe (1) - rys.4.3 - w pierwszym przypadku były to maszyny firmy Schenck - typ PSA z elektroniką S31 i typ PSB z elektroniką S56, w przypadku drugim - maszyna firmy Instron 8501.

Schemat stanowiska, w ogólności jednakowy w obu ośrodkach badawczych, przedstawiono na rys.4.3. Z klawiatury komputera (8) wprowadzono początkowe wielkości sterujące w postaci poziomu naprężenia i częstotliwości badań oraz określono program

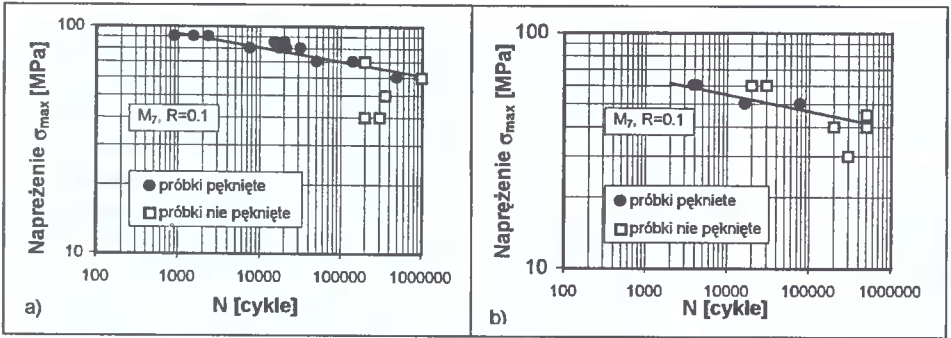
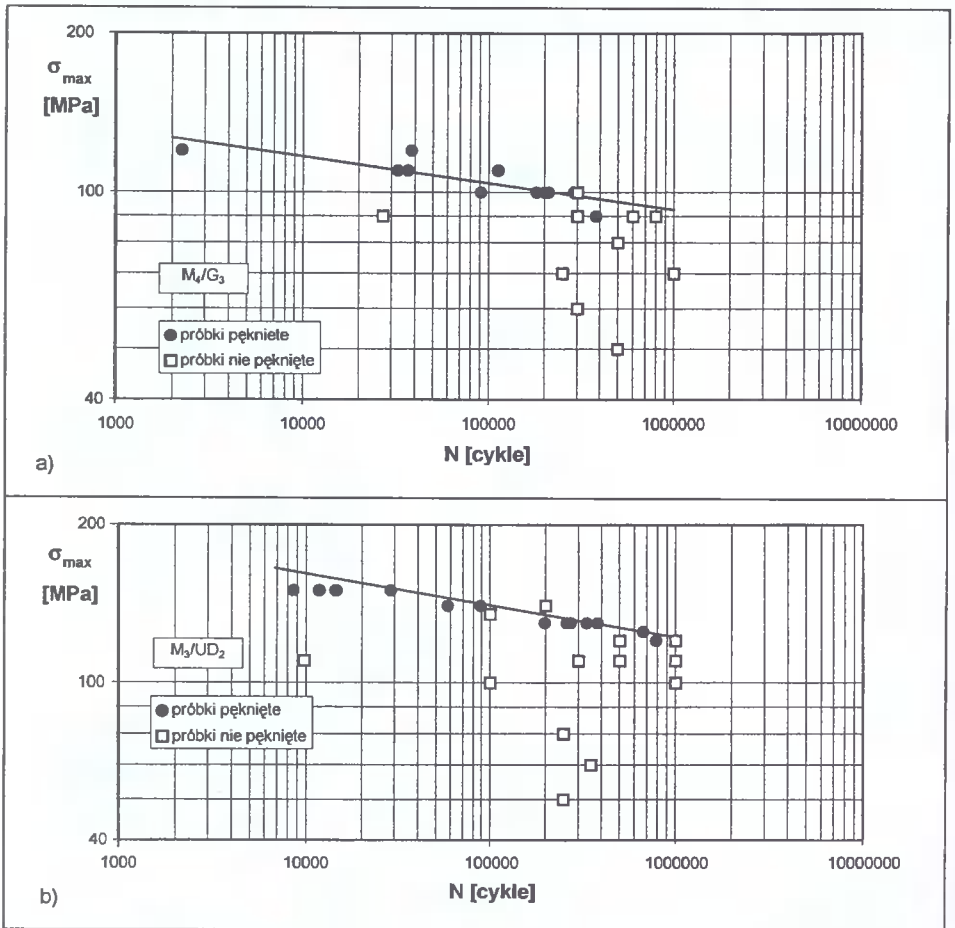
obciążenia (rys.4.2), wg którego zmianom podlegał poziom naprężenia. Wielkości te były podstawą określenia parametrów sterujących (4) przesyłanych przez regulator (5) do elektrozaworu (12). Próbki laminatowe mocowano bezpośrednio w płaskich uchwytach maszyny, ogniwa poprzez pośrednie uchwyty sworzniowe. Za pomocą siłomierza (2), wbudowanego w układ maszyny, mierzono siłę. Wydłużenie próbek mierzono ekstensometrami (3), których baza pomiarowa dla laminatów wynosiła 10 mm, natomiast dla ogniw 52,5 mm. W obu przypadkach ekstensometry były mocowane centralnie, przy czym na ogniwach na powierzchni bocznej trzonu. Uzyskane sygnały, poprzez układy wzmacniaczy (6), przesyłane były do przetworników AC (7). Stąd trafiały do komputera (8). Tam podlegały przetworzeniu celem uzyskania żądanych parametrów energetycznych - zgodnych z definicjami podanymi w rozdziale 3. W przypadku stanowiska powiązanego z maszyną firmy Instron do obliczeń wykorzystywano program Excel wersja 6.0. Uzyskane wyniki obliczeń przesyłano na drukarkę (10) lub ploter (11) w zależności od potrzeb lub przechowywano w pamięci komputera (9).



Rys.4.3. Schemat stanowiska badawczego: 1 - maszyna wytrzymałościowa, 2 - siłomierz, 3 - ekstensometr, 4 - generator funkcyjny, 5 - regulator, 6 - zespół wzmacniaczy sygnału siły i przemieszczenia, 7 - zespół przetworników AC, 8 - komputer klasy PC, 9 - pamięć zewnętrzna, 10 - drukarka, 11 - ploter, 12 - serwozawór

4.6. Wyniki badań przy obciążeniu stałoamplitudowym

Wyniki pomiaru trwałości dla laminatów dla obciążeń stałoamplitudowych przedstawiono w układzie współrzędnych bilogarytmicznych na rys.4.4 i 4.5. W wyniki te wkreślono proste regresji uzyskane metodą najmniejszych kwadratów obrazujące wykresy zmęczeniowe. Wartości współczynników regresji, wyrazów wolnych i współczynników korelacji tych wykresów przedstawiono w tablicy 4.4.

Rys.4.4. Wykresy zmęczenia dla laminatu M_7 przy $R = 0,1$ a) i $R = -1$ b)Rys.4.5. Wykresy zmęczenia dla laminatów M_4/G_3 a) i M_3/UD_2 b)

Tablica 4.4. Parametry wykresów zmęzeniowych

Lp.	Laminat	R	Równanie regresji $\lg \sigma_{\max} = b' \lg N + \lg a'$		r^2
			b'	$\lg a'$	
1	M ₇	0,1	-0,0603	2,1551	0,848
2		-1	-0,0705	2,0207	0,735
3	M ₄ /G ₃	0,1	-0,0505	2,2693	0,699
4	M ₃ /UD ₂	0,1	-0,0487	2,3790	0,955

Na rys.4.4 i 4.5 znakami niewypełnionymi przedstawiono próby nie doprowadzone do złomu, a wykorzystywane do analiz zmienności parametrów energetycznych w trakcie procesu zmęczenia.

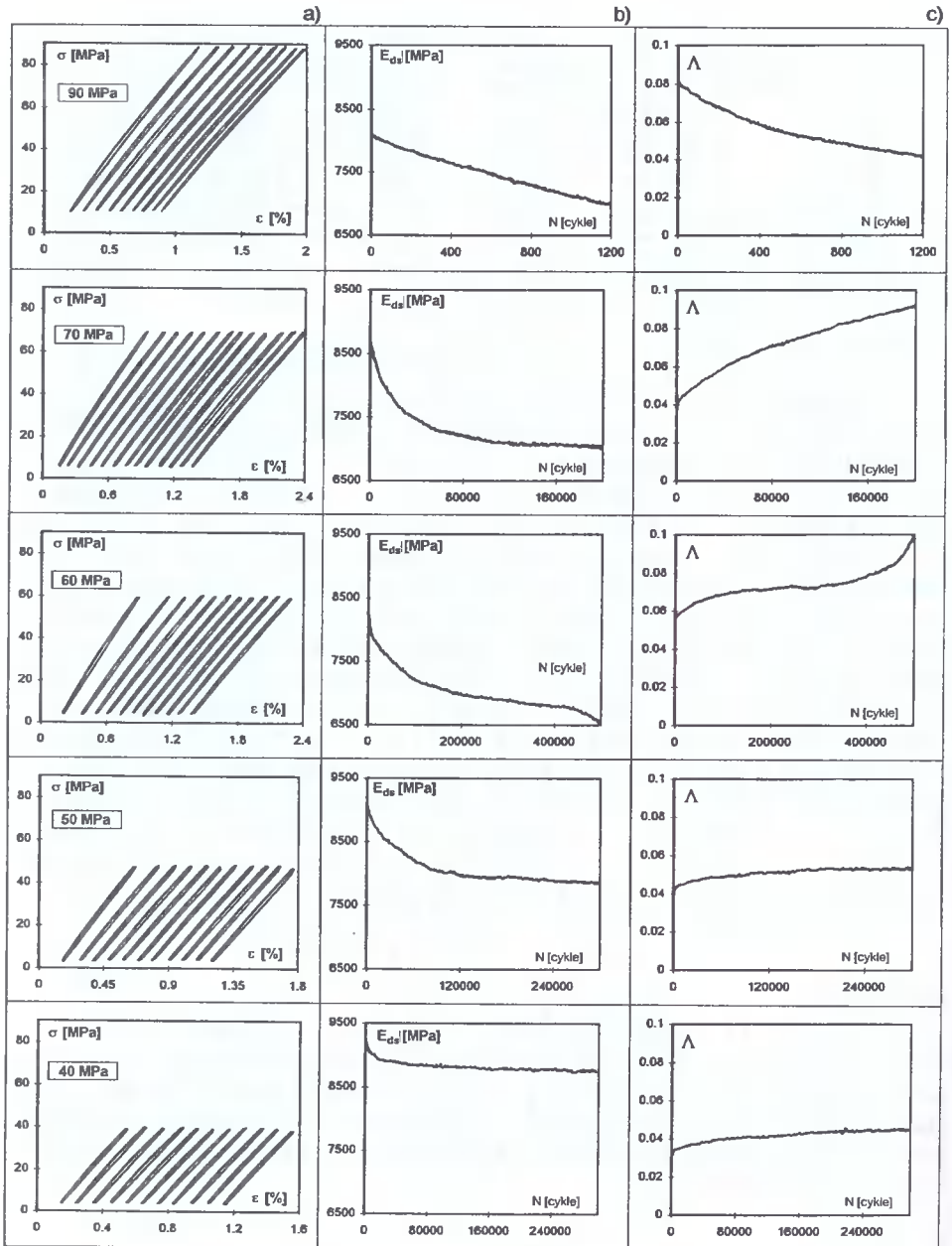
Na rys.4.6 i 4.7 przedstawiono, jako przykładowe dla laminatu M₇ (R = 0,1 i R = -1), dla zrealizowanych poziomów obciążenia, pętle histerezy, przebiegi zmienności modułu dynamicznego siecznego i współczynnika tłumienia. Przedstawione pętle histerezy pokrywają równomiernie cały zakres trwałości poczynając od n = 100 cykli do n mniejszego od trwałości całkowitej N maksymalnie o 100 cykli (pętle mierzono ze stałym krokiem przyrostu liczby cykli). Wprowadzony układ współrzędnych dla rysunków a) jest prawdziwy jedynie dla pierwszej pętli histerezy - pozostałe pętle przesunięte są co 0,1 % odkształcenia. Pozwala to ocenić ewentualne zmiany kształtu i położenia pętli, zwłaszcza do niskich poziomów obciążenia. Współczynnik tłumienia określono na podstawie chwilowych wartości energii dyssypacji U_D i energii odkształcenia sprężystego U_{OS}. Przykładowe przebiegi zmienności wartości tych energii przedstawiono na rys.4.8. Na rys.4.8 a i b ukazano zmienności obu energii dla wszystkich wykorzystywanych w badaniach poziomów obciążenia dla laminatu M₇ przy R = 0,1 i R = -1. Na rys.4.8c i d przedstawiono zmienności tych energii dla laminatu M₄/G₃, przy czym na pierwszym z nich dla niskich poziomów naprężenia ($\sigma_{\max} \leq 90$ MPa), dla których trwałość przekraczała 10⁵ cykli, na drugim natomiast dla wybranego poziomu obciążenia $\sigma_{\max} = 90$ MPa dla pięciu próbek.

Wyznaczony metodą regresji liniowej, dla zrealizowanych poziomów obciążenia, wykres zmęzeniowy dla ogniów miał następującą postać:

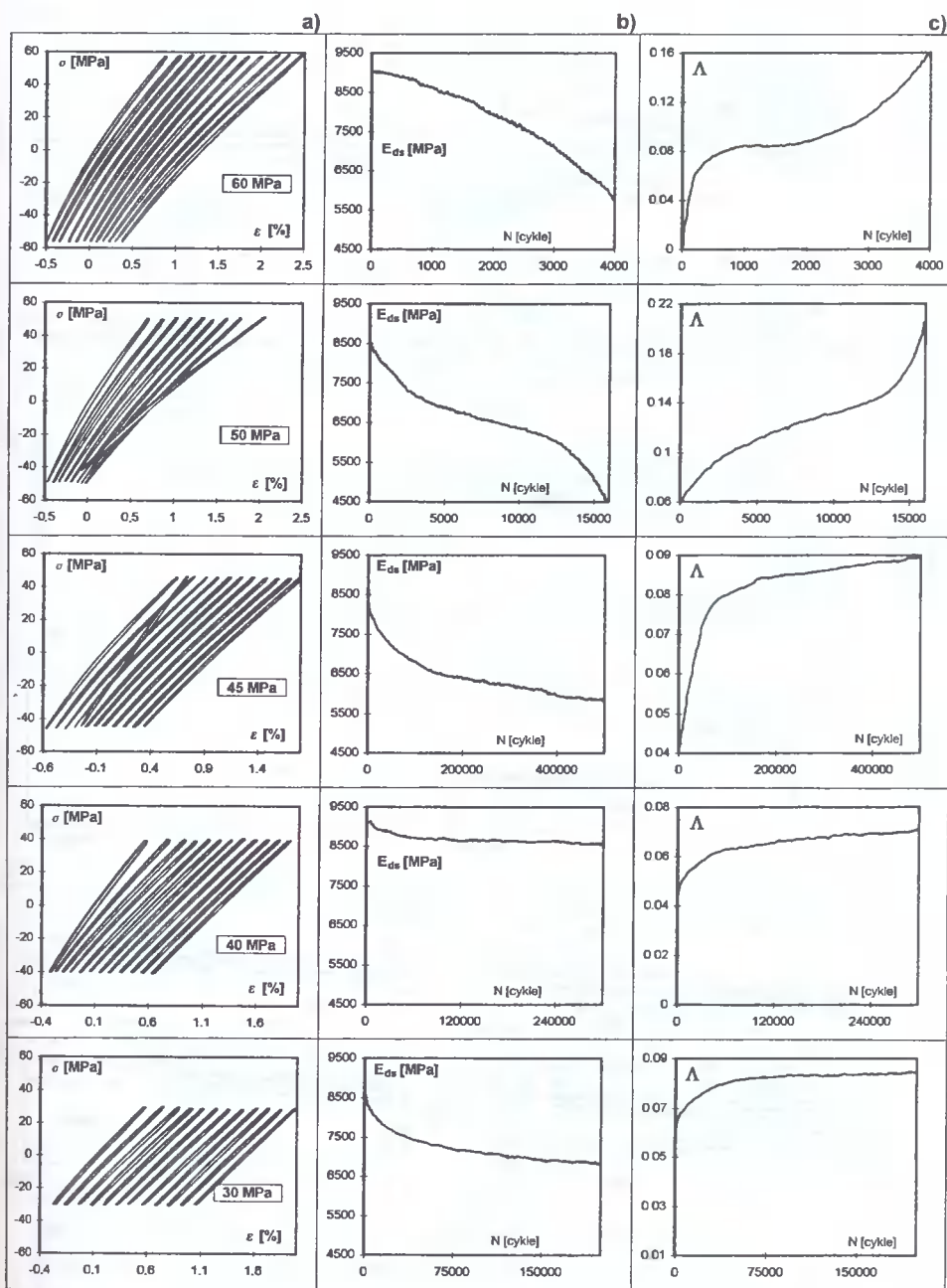
$$\lg \sigma_{\max} = -0,0742 \lg N + 1,8742$$

przy $r^2 = 0,96$.

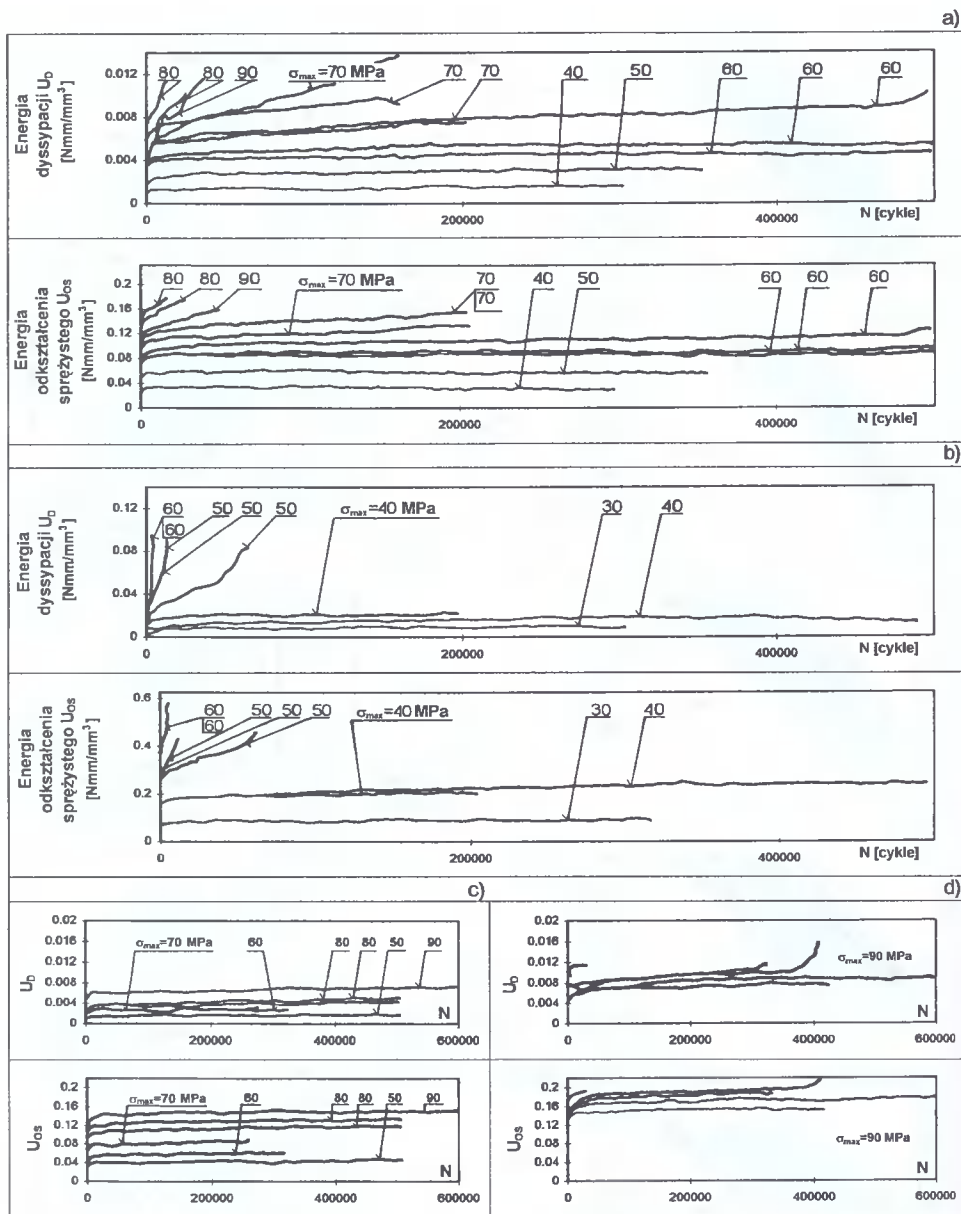
Na rys.4.9-4.11 przedstawiono, dla dwóch poziomów obciążenia (29,07 MPa - rysunki a), 36,58 MPa - rysunki b)) kolejno: pętle histerezy (pokrywające równomiernie zakres trwałości z poszerzeniem o pętle początkowe i ostatnią z zarejestrowanych - tu pętle nie przesunięte), przebiegi zmienności energii dyssypowanej i odkształcenia sprężystego oraz przebiegi zmienności współczynnika tłumienia (cienka linia) i modułu dynamicznego siecznego (linia gruba).



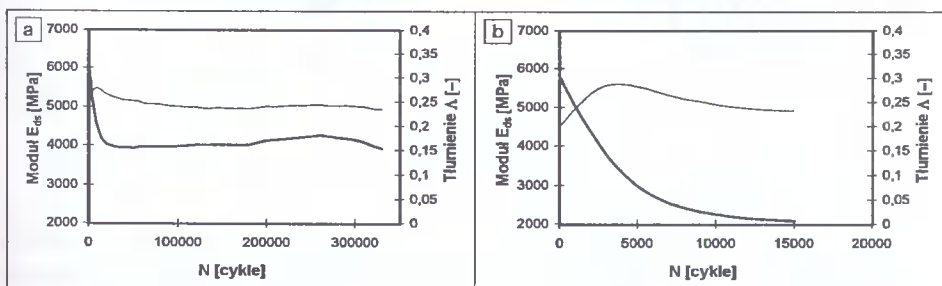
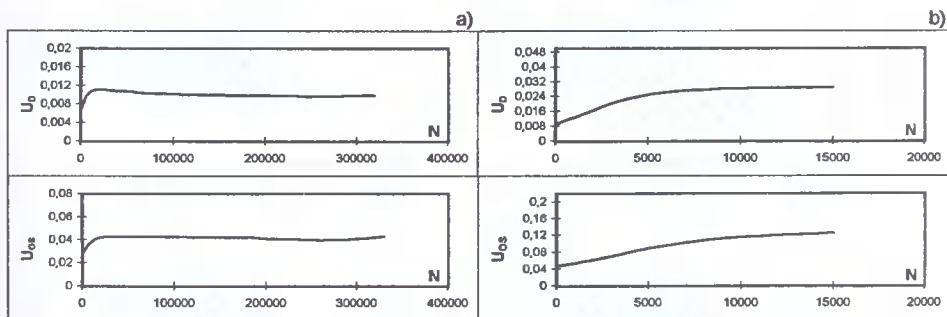
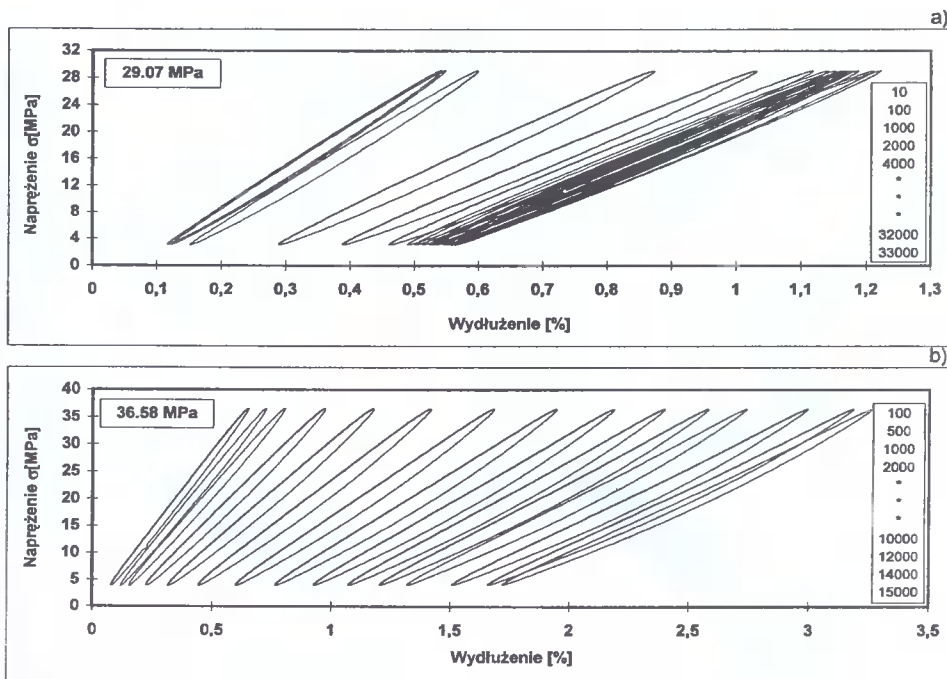
Rys.4.6. Przykładowe przebiegi zmian pętli histerezy a), wartości modułu dynamicznego sietznego b) i wartości współczynnika tłumienia c) dla M_7 przy $R = 0,1$



Rys.4.7. Przykładowe przebiegi zmian pętli histerezy a), wartości modułu dynamicznego b) i wartości współczynnika tłumienia c) dla M_7 przy $R = -1$

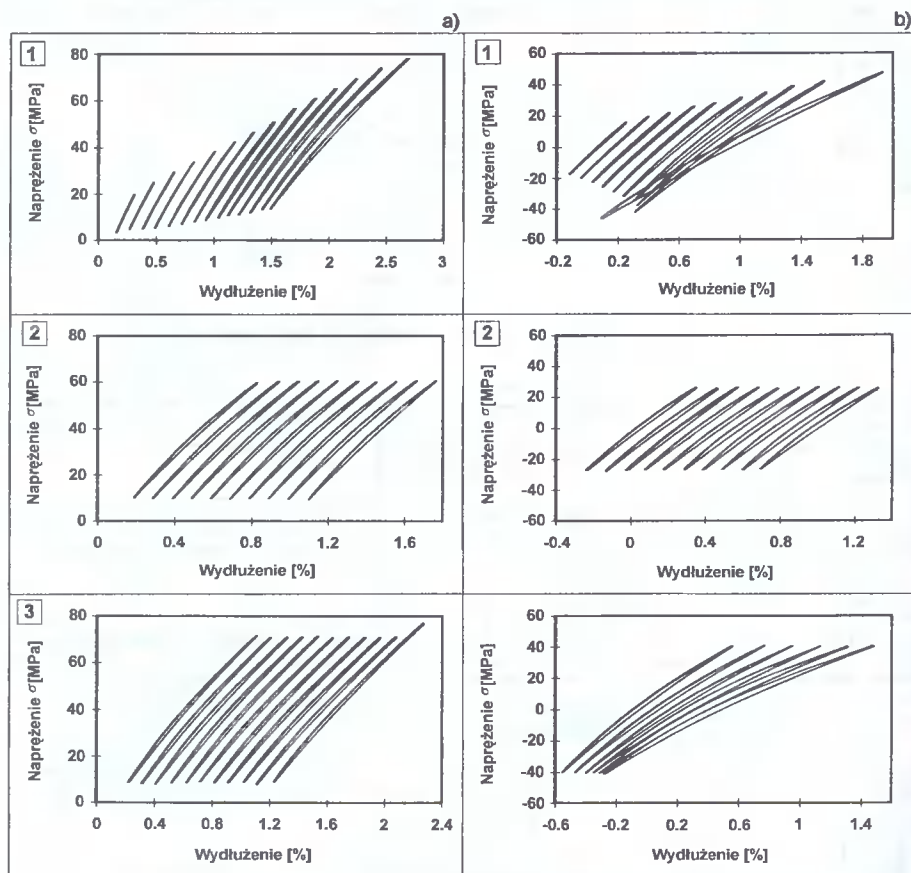


Rys.4.8. Przykładowe przebiegi zmienności energii dyssypacji i energii odkształcenia sprężystego dla laminatu M_7 : $R = 0,1$ a), $R = -1$ b), laminatu M_4/G_3 : $\sigma_{max} \leq 90$ MPa c), $\sigma_{max} = 90$ MPa d)



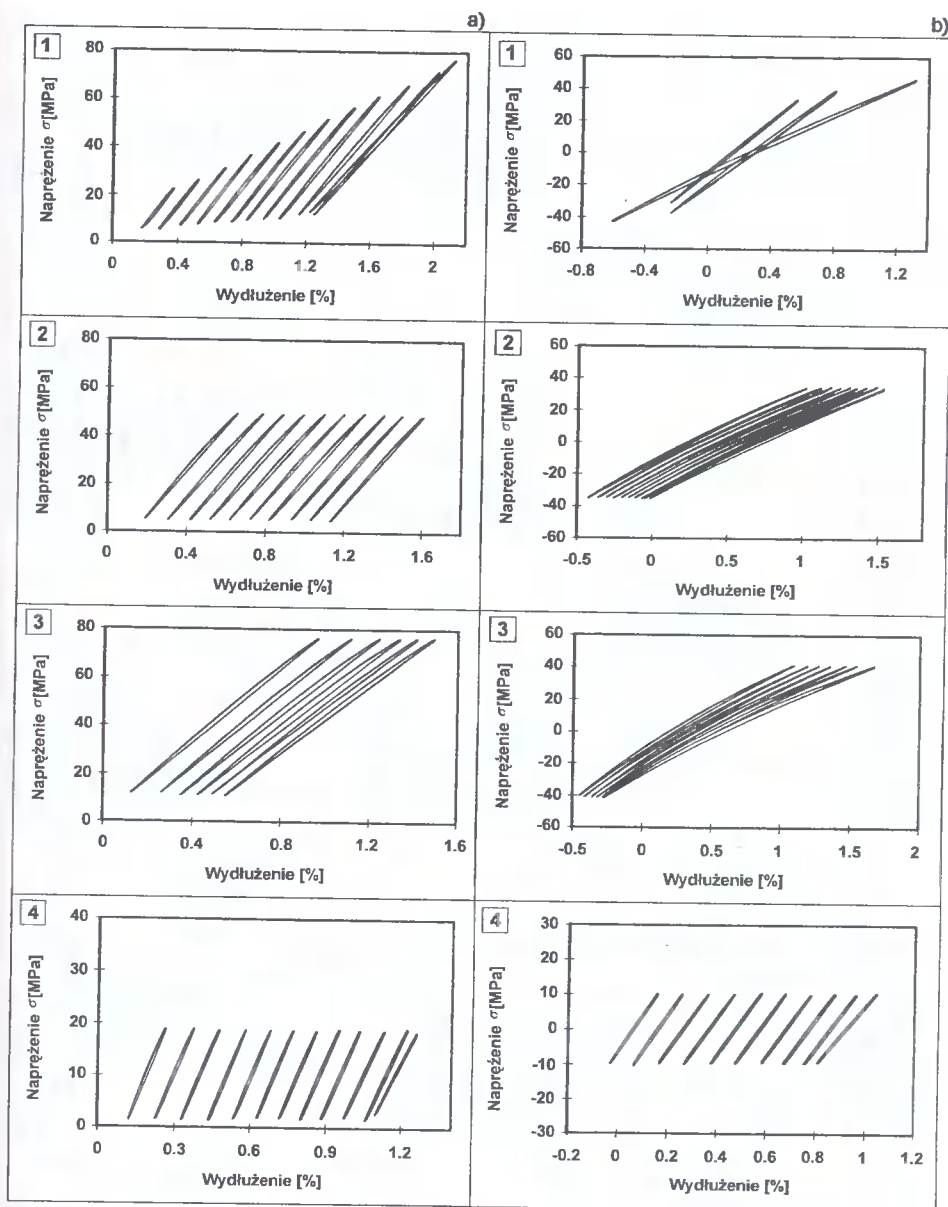
4.7. Wyniki badań przy obciążeniu ze stopniowo rosnącą amplitudą

Jak przedstawiono w p.4.4, w przypadku laminatów badania prowadzono przy obciążeniu ze stopniowo narastającą amplitudą i stopniowo narastającą amplitudą z odciążeniem. Uzyskane pętle histerezy, przykładowo dla laminatu M_7 dla pierwszego z obciążeń, przedstawiono dla $R = 0,1$ na rys.4.12a i dla $R = -1$ na rys.4.12b. Na rys.4.13 przedstawiono natomiast pętle dla obciążeń stopniowo narastających z odciążeniem. W obu przypadkach rysunki a1 i b1 przedstawiają pętle histerezy dla kolejnych stopni naprężenia dla połowy ich pojemności, rysunki a2 i b2 zmienność pętli dla wybranego (środkowego) poziomu obciążenia (przy równomiernym pokryciu pojemności stopnia), natomiast rysunki a3 i b3 dla ostatniego niszczonego poziomu obciążenia. Na rys.4.13 rysunki z oznaczeniem 4 to środkowe pętle ze wszystkich zrealizowanych poziomów obciążeń.



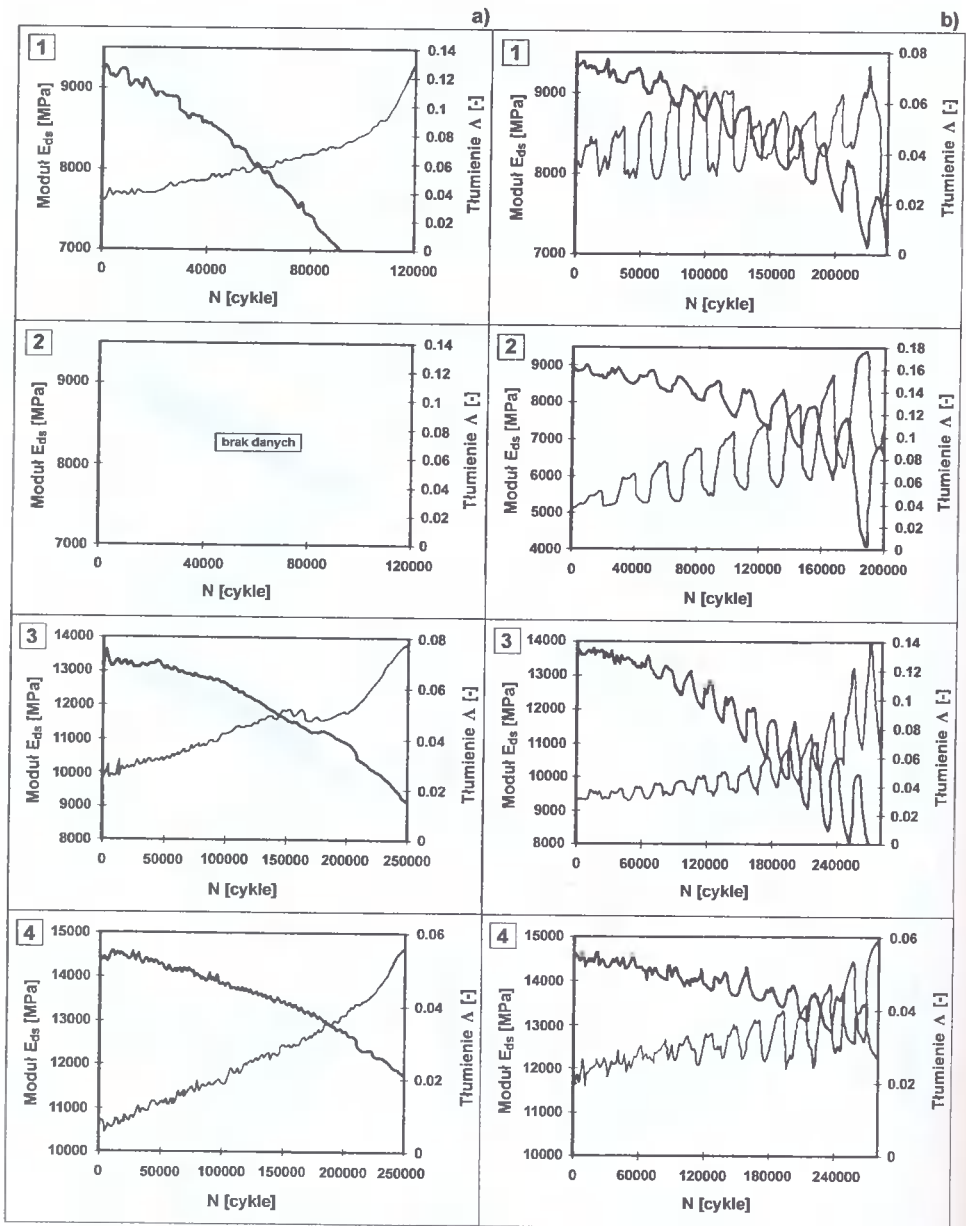
Rys.4.12. Zmienności pętli histerezy przy obciążeniu ze stopniowo narastającą amplitudą dla M_7 przy $R = 0,1$ a) i $R = -1$ b)

Przykładowe przebiegi zmienności modułu dynamicznego i współczynnika tłumienia przedstawiono na rys.4.14. Podobnie jak dla obciążeń stałoamplitudowych, wartości współczynnika tłumienia wyznaczono na podstawie wartości energii dyssypacji i energii odkształcenia sprężystego. Przykładowe przebiegi tych energii przedstawiono na rys.4.15.

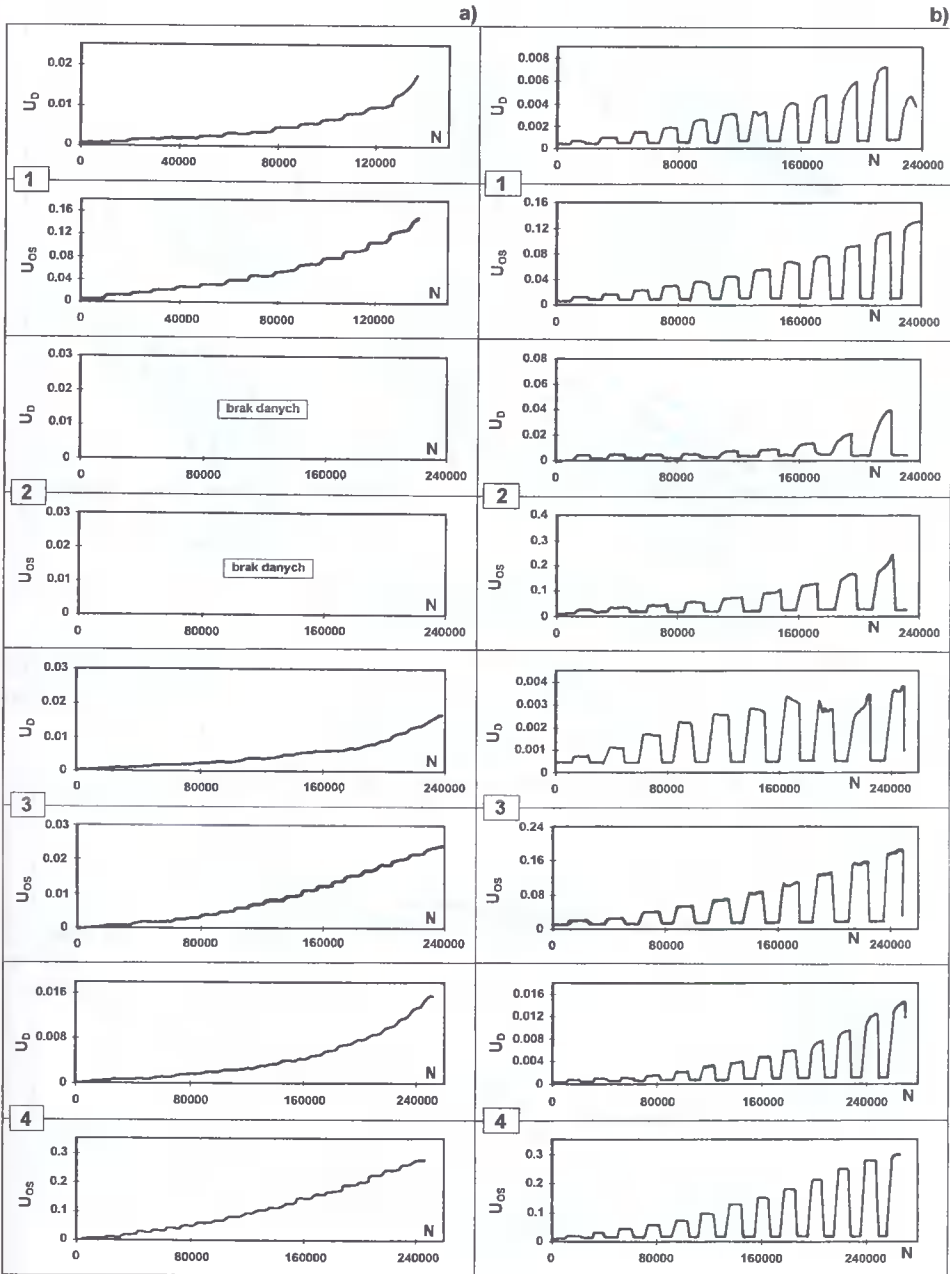


Rys.4.13. Zmienność pętli histerezy przy obciążeniu ze stopniowo narastającą amplitudą z odciążeniem dla M_7 przy $R=0,1$ a) i $R=-1$ b)

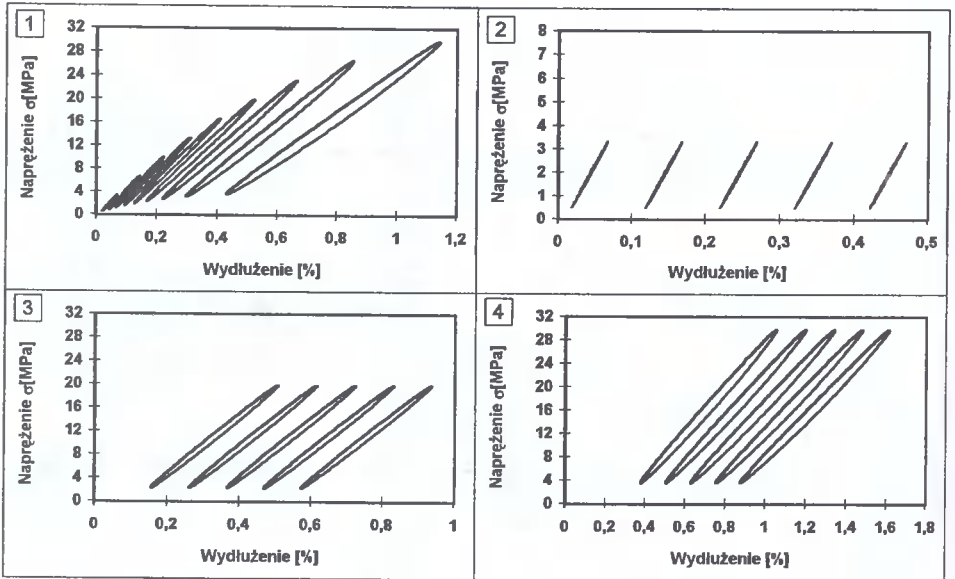
W badaniach ogniów wykorzystywano jedynie obciążenie ze stopniowo narastającą amplitudą bez odciążenia przy $R=0,1$. Postaci uzyskanych pętli histerezy, przykładowo dla jednego z ogniów przedstawiono na rys.4.16. Na rysunku tym cyfrą 1 oznaczono środkowe pętle każdego ze stopni - tu pętle bez przesunięć. Pozostałe rysunki wykonano zgodnie z opisem do rys.4.12 - przy czym rys.4.12.2 to pętle pierwszego stopnia, rys.4.12.3 - stopnia szóstego i rys.4.12.4 - stopnia ostatniego.



Rys.4.14. Przebiegi modułu dynamicznego i współczynnika tłumienia dla obciążeń bez odciążenia a) i z odciążeniem b)

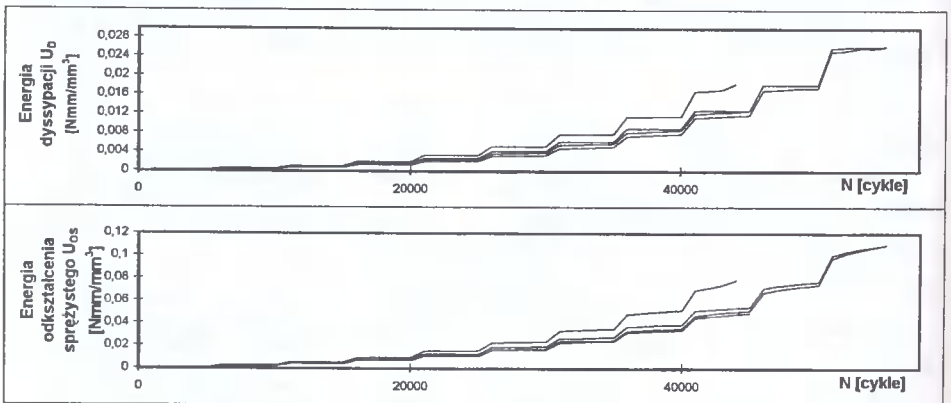


Rys.4.15. Przebiegi energii dyssypacji i energii odkształcenia sprężystego dla obciążeń bez odciążenia a) i z odciążeniem b)

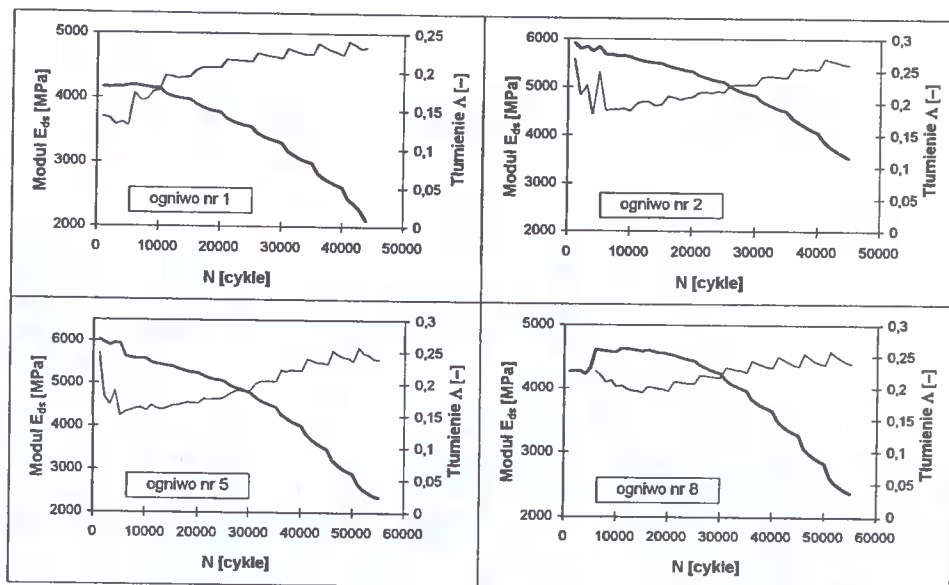


Rys.4.16. Zmienność pętli histerezy dla ogniwa przy $R = 0,1$

Natomiast na rys.4.17 przedstawiono zmienności energii dyssypacji i odkształcenia sprężystego dla czterech ogniw. Dla tych samych ogniw, na rys.4.18 zobrazowano zmienność współczynnika tłumienia i modułu dynamicznego siecznego.



Rys.4.17. Zmienność energii dyssypacji i odkształcenia sprężystego dla ogniw dla obciążenia stopniowo narastającego



Rys.4.18. Zmienności współczynnika tłumienia i modułu dynamicznego siecznego dla ogniwo

5. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ WŁASNYCH ORAZ PROPOZYCJE ENERGETYCZNEGO OPISU USZKODZENIA ZMĘCZENIOWEGO

5.1. Zmienność parametrów energetycznych

Zgodnie z oczekiwaniem, zmiana wzmocnienia (M_7 , M_4/G_3 , M_3/UD_2 - przy zachowaniu średniej wagowej jego zawartości) laminatu poliestrowego wpływa istotnie na trwałość zmęczeniową. Nie wpływa jednak na charakter przebiegu zmienności parametrów energetycznych - z tego powodu w p. 4.6 - 4.7 prezentowano jedynie przykładowe wyniki. Przebiegi zmienności energii dyssypacji i odkształcenia sprężystego do trwałości rzędu $5 \cdot 10^4$ cykli są krzywymi monotonicznie rosnącymi z wyższą prędkością przyrostu energii w cyklach początkowych i bez wyraźnego jej przyrostu w cyklach końcowych. W zakresie wyższych trwałości, dla próbek doprowadzonych do zniszczenia, krzywe te wykazują trzy etapy - szybkiego przyrostu wartości energii, jej stabilizacji i ponownie szybkiego przyrostu. Jest to widoczne na rys.4.8, a także w zachowaniu pętli histerezy i przebiegu zmienności modułu dynamicznego i współczynnika tłumienia (rys.4.6 przykładowo dla $\sigma_{max} = 60$ MPa i na rys.4.7 dla $\sigma_{max} = 50$ MPa). Etap stabilizacji, dla którego prędkość przyrostu energii praktycznie nie zmienia się, jest tym dłuższy, im niższy poziom obciążenia - rys.4.8 a i d.

Dla trwałości powyżej $4 \cdot 10^5$ cykli etap stabilny stanowi ponad 95 % całkowitej trwałości, a dla poziomów naprężeń, dla których spodziewana trwałość przekraczała $2 \cdot 10^6$ cykli (próby nie doprowadzone do zniszczenia) poza krótkim okresem początkowym, energie te praktycznie się nie zmieniały. Początkowy przyrost energii związany jest z formowaniem licznych pęknięć poprzecznych [9], jego stabilizacja - z pojawianiem się lokalnych delaminacji. Przyrost energii w końcowej fazie niszczenia odpowiada w głównej mierze formowaniu się makropęknięć.

Opisany powyżej charakter zmian energii odpowiada zatem pozostającym z nimi w związkach np. temperaturą samowzbudną [86, 137], liczbą pęknięć [87] czy innym dowolnym parametrem, zwanym przez *Farrowa* i *Younga* [29] CDP.

Zakres zmienności obu energii nie zależy istotnie od rodzaju wzmocnienia - wyraźnie zależy jednak od wartości współczynnika asymetrii cykli obciążenia (rys.4.8 a i b) i poziomu naprężenia.

Podobne zachowanie wykazuje poliamid 6 zbrojony krótkim włóknem szklanym - rys.4.10. I w tym przypadku, początkowym cyklem towarzyszy przyrost energii - widoczne jest to wyraźnie w zmianie kształtu i położenia pętli histerezy - rys.4.9a dla cykli od 10 do 6000 i rys.4.9b dla cykli od 100 do 4000. Dalej natomiast, zmienność energii zależy od poziomu naprężenia - dla niskiego pojawia się stabilizacja, dla wysokiego - energie przyrastają aż do wystąpienia złomu.

Zachowania te dla laminatu poliestrowego potwierdzają, co wspomniano wcześniej, zmienności modułu dynamicznego siecznego oraz współczynnika tłumienia (ten ostatni oczywiście nie maleje, a rośnie - jedynym zanotowanym przypadkiem spadku jest najwyższy poziom obciążenia dla M_7 przy $R = 0,1$) - rys.4.6 i 4.7 b i c.

W przypadku poliamidu - rys.4.11 - zmienność modułu dynamicznego siecznego jest podobna, ale zmienność współczynnika tłumienia różni się zasadniczo. Po począt-

kowym przyroście, następuje spadek jego wartości, a dalej pewna stabilizacja. Przebieg ten odpowiada zmienności współczynnika tłumienia uzyskanego dla SMC-R 30 [8] - rys.3.3. Gdyby szukać podobieństw pomiędzy materiałem, z którego wykonano ogniwo a SMC-R 30, to praktycznie można mówić tylko o podobieństwie postaci wzmocnienia (krótkie włókno szklane). Dane literaturowe potwierdzają dla różnych kompozytów podobne przebiegi dla zmian energii i najczęściej modułu wytrzymałości oraz różne przebiegi zmienności współczynnika tłumienia. Przykładowo dla żywicy poliestrowej z tkaniną szklaną (60 % wagowych) [89] współczynnik ten wyraźnie przyrasta do uzyskania maksimum, dalej zmniejsza się jego wartość, by krótko przed uszkodzeniem gwałtownie wzrosnąć. W przypadku prepregu z żywicy fenolowo-formaldehidowej z krótkim włóknem węglowym [90] dla niskich trwałości przebieg zmienności Λ odpowiada przebiegowi dla SMC-R 30, dla wysokich - przebiegom uzyskanym dla żywicy poliestrowej.

Dla obu badanych tworzyw przy obciążeniach stopniowo narastających (w tym z odciążeniem dla laminatu) zmiany energii dyssypacji i energii odkształcenia przedstawiają krzywe o wzrastającej prędkości przyrostu energii z charakterystycznymi odcinkami stabilnymi - rys.4.15 i 4.17. Zmiany te obrazują pętle histerezy: nieliniowość przyrostu - rys.4.12.1, 4.13.1 i 4.16.1, stabilność (powtarzalność kształtu i położenia pętli) - rys.4.12.2, 4.13.2 i 4 oraz rys.4.16 b i c. Na rys.4.13.4 przedstawiono pętle dla odciążeń - zawsze dla cykli znajdujących się w połowie stopni odciążających. I w tym przypadku, pomimo narastającego uszkodzenia, przez niemal cały zakres trwałości pętle są stabilne, a odcinki zmian energii - rys.4.15b - praktycznie prostoliniowe o tej samej wartości rzędnej. Czy zatem stabilne odcinki przy obciążeniu stopniowo narastającym odpowiadają etapowi stabilnemu z badań stałoaamplitudowych, czy wpływ historii obciążenia jest nieistotnie mały? Dalsza analiza tego zagadnienia będzie miała miejsce w p. 5.2. Przy obciążeniu stopniowo narastającym bez odciążeń następuje ciągły spadek modułu dynamicznego (linie grube - rys.4.14a i 4.18) dla obu rodzajów tworzyw i wszystkich wzmocnień. Jest to związane z pojawianiem się praktycznie w całej objętości najpierw mikropęknięć poprzecznych, później lokalnych delaminacji czy wyciągania pojedynczych włókien - co osłabia badany materiał. Przy obciążeniu z odciążeniem spadkowi temu towarzyszą lokalne zmiany (wzrost) modułu odpowiadające stopniom odciążającym, a dowodzące wyraźnie nieliniowej zależności pomiędzy σ a ϵ .

Zmiany dla współczynnika tłumienia nie są jednak dla obu tworzyw podobne. W przypadku laminatu, bez względu na rodzaj wzmocnienia, są to krzywe rosnące (dla obciążeń z odciążeniem z lokalnymi spadkami) z wyraźnym przyrostem wartości tłumienia przed zniszczeniem - rys.4.14. Dla poliamidu - rys.4.18 - wzrost wartości współczynnika tłumienia następuje po początkowym spadku, bez wyraźnych przyrostów w końcowych cyklach. Wynika to, z jednej strony, z różnych mechanizmów niszczenia, gdy osnowa wzmocniona jest w ogólności długim włóknem i gdy to włókno ma długość rzędu 1-2 mm. Z drugiej strony, próbkę z laminatu można uznać, z punktu widzenia układu osnowa - wzmocnienie, na jej długości za jednorodną. Ogniwo natomiast jest elementem wtryskowym (wtrysk w środku trzona) o zaburzeniu ułożenia włókien w jego części centralnej, co może się ujawnić zwłaszcza w pierwszych cyklach. Dane literaturowe wskazują na jeszcze inne przebiegi, np. dla żywicy poliestrowej z tkaniną szklaną przy znacznej jej zawartości [89] czy prepregu z krótkim włóknem węglowym [162] - dla których, dla obciążeń stopniowo narastających bez odciążeń, pojawiają się lokalne spadki wartości współczynnika tłumienia. Zachowanie laminatu poliestrowego w tym

zakresie jest natomiast bliskie zachowaniu np. PBT wzmocnionego krótkim włóknem szklanym [57] czy polipropylenu modyfikowanego gumą [164].

5.2. Energetyczne kryteria trwałości zmęczeniowej

Jak wspomniano w rozdziale 3, podstawowymi kryteriami energetycznymi wykorzystywanymi w opisie zachowań materiałów były kumulowana energia dyssypacji oraz gęstość energii (dyssypacji lub dyssypacji i części energii odkształcenia sprężystego, np. dla półcyklu rozciągania). W pierwszym przypadku przyjmowano, dla obciążenia stałoamplitudowego, że suma energii dyssypacji w czasie obciążenia zmiennego aż do zniszczenia jest stała i odpowiada pewnej energii krytycznej dla danego materiału, tj.:

$$\sum_1^N U_{Di} = W, \quad (5.1)$$

gdzie: U_{Di} - energia dyssypacji dla i -tego cyklu, W - krytyczna wartość energii rozproszonej.

Według *Feltnera* i *Morrowa* wielkość W mogła odpowiadać granicznej energii odkształcenia przy monotonicznym rozciąganiu. Zależność (5.1) podlegała szeregu modyfikacjom uwzględniającym, w przypadku metali, energię rozproszoną na poziomie granicy zmęczenia czy energię cykli stabilnych. Jednocześnie w szeregu pracach np. [41] wykazywano przyrost sumarycznej energii dyssypacji wraz z obniżaniem poziomu naprężenia. Powyższe stwierdzenia dotyczą badań metali - w dostępnej literaturze nie znaleziono tego rodzaju analiz dla kompozytów polimerowych.

Gęstością energii nazwano natomiast energię odpowiadającą jednemu cyklowi dla stanu stabilnego zachowania się materiału - dotyczy to tak energii dyssypacji, jak i energii odkształcenia sprężystego.

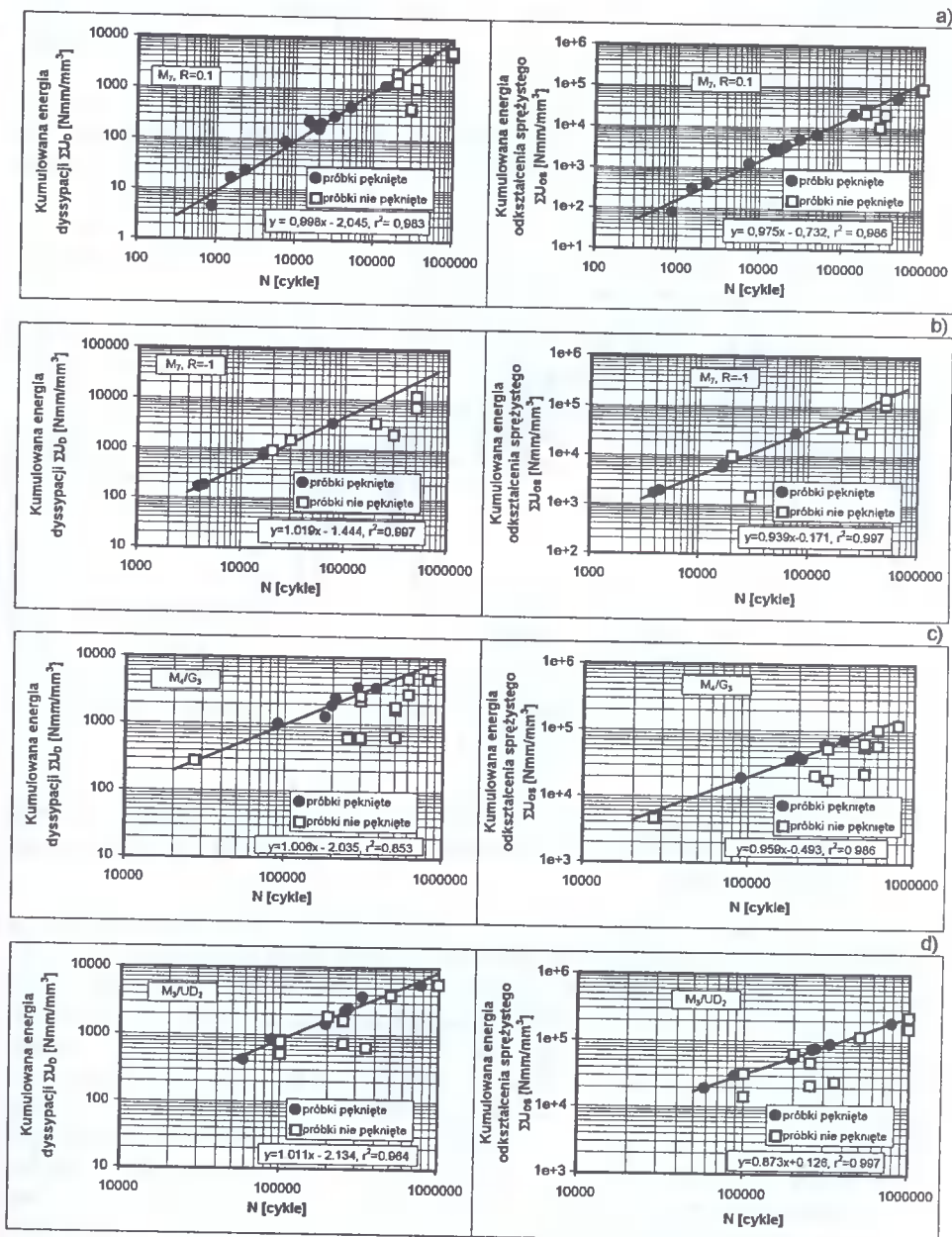
W niniejszej pracy wykorzystano dwa kryteria - kumulowaną energię i jednostkową energię. Z racji tego, iż w badaniach stałoamplitudowych stabilizacja podstawowych parametrów energetycznych występowała jedynie dla niskich poziomów obciążenia, wprowadzono pojęcie średnich energii (przypisanych do trwałości), które przyjęto nazywać energiami jednostkowymi (przypisanymi jednemu cyklowi), a nie średnimi. Te ostatnie kojarzą się bowiem z odniesieniem uzyskanych pomiarów do ich liczby.

W przypadku obciążeń stałoamplitudowych całkowano metodą trapezową pola pod wykresami zmian energii (dla energii kumulowanych) i odnoszono te wartości do trwałości (dla jednostkowych energii). Dla obciążeń stopniowo narastających wyznaczono jedynie jednostkową energię dla poszczególnych realizowanych stopni obciążenia. Była ona odnoszona do liczby cykli danego stopnia dla stopni nie powodujących uszkodzenia lub do liczby zrealizowanych cykli stopnia niszczonego próbki. Procedura ta dotyczyła tak obciążeń stopniowo narastających bez odciążenia, jak i z odciążeniem.

5.2.1. Kumulowane energie dyssypacji i odkształcenia sprężystego

Obliczone dla laminatu poliestrowego kumulowanie energii odniesione do trwałości przedstawiono na rys.5.1, na którym punktami czarnymi przedstawiono wyniki dla próbek zniszczonych, znakami kwadratowymi - nie doprowadzonych do zniszczenia. Dla wyników dla próbek zniszczonych, wyznaczono w układzie bilogarytmicznym proste regresji. Ich równania wraz z kwadratem współczynnika korelacji przedstawiono na tym samym rysun-

ku. Zwracają uwagę wartości współczynników regresji - w przypadku kumulowanej energii dyssypacji wartości bliskie 1 i nieznacznie mniejsze dla energii odkształcenia sprężystego, a w obu przypadkach praktycznie niezależne od rodzaju wzmacnienia i wartości R.

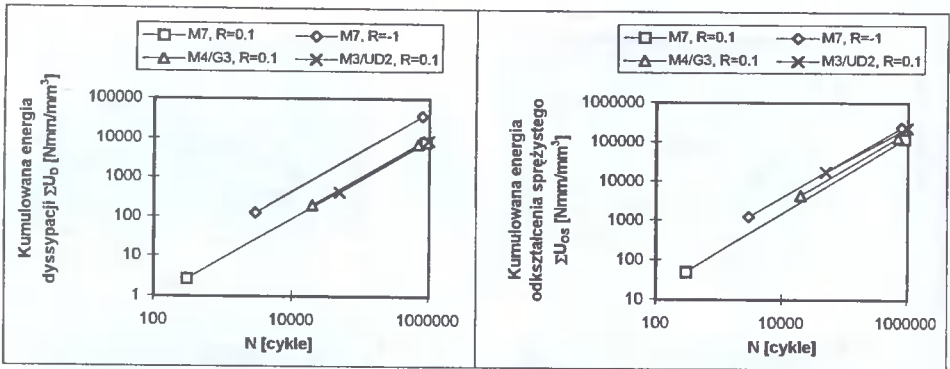


Rys.5.1. Kumulowana energia dyssypacji i odkształcenia sprężystego w zależności od trwałości zmęczeniowej dla badanych laminatów poliestrowych

W przypadku kumulowanej energii dyssypacji także wartość wyrazu wolnego równania regresji nie zależy od rodzaju wzmocnienia - pokrycia prostych regresji dla tej energii przy $R = 0.1$ - i inny poziom energetyczny dla $R = -1$ - rys.5.2. Wartości kumulowanej energii odkształcenia sprężystego dla różnych wzmocnień sytuują się względem siebie w relacji podobnej do relacji modułów sprężystości - również z wyraźnym przystępem poziomu energetycznego dla $R = -1$.

Wyniki obliczeń kumulowanych energii dla próbek nie doprowadzonych do zniszczenia, zgodnie z oczekiwaniami, leżą poniżej lub w pobliżu wyznaczonych prostych regresji - rys.5.1. Zwrócić należy jedynie uwagę, że w analizowanym przypadku oddalenie tych punktów od prostych nie jest miarą stopnia uszkodzenia.

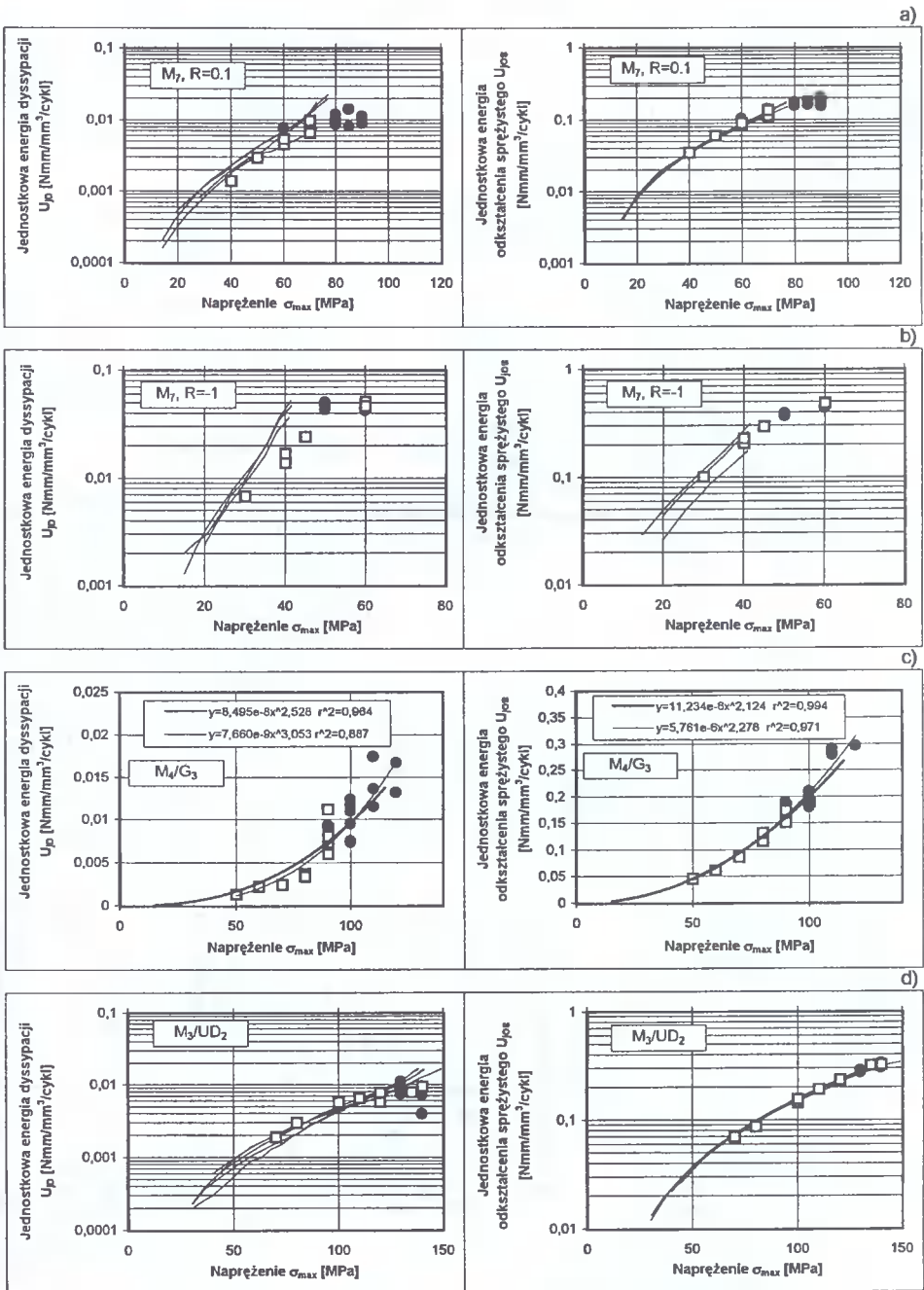
Uzyskane dla prostych regresji współczynniki korelacji są znacząco wyższe od tych współczynników uzyskanych przy wyznaczaniu wykresów *Wöhlera* (tj. wykresów zmęzeniowych w ujęciu naprężeniowym) - tablica 4.4.



Rys.5.2. Ilustracja graficzna usytuowania prostych regresji opisujących związek pomiędzy kumulowanymi energiami a trwałością

5.2.2. Jednostkowe energie dyssypacji i odkształcenia sprężystego. Związki pomiędzy wynikami uzyskanymi przy obciążeniach stałoaamplitudowych i ze stopniowo narastającą amplitudą

Wyniki obliczeń jednostkowych energii odniesionych do σ_{\max} przedstawiono na rys.5.3 - na którym punkty to wyniki uzyskane przy obciążeniu stałoaamplitudowym. Na rys.5.3 a, b i d liniami oznaczono wyniki obliczeń dla obciążeń stopniowo narastających (tak bez odciążenia, jak i z odciążeniem - jedna linia to jedna próbka). Natomiast na rys.5.3c liniami przedstawiono wykresy równań regresji krzywoliniowej: cienką dla wyników badań stałoaamplitudowych, grubą dla wyników badań z obciążeniem stopniowo narastającym. Wyraźnie widoczna jest bardzo dobra powtarzalność wyników z próby stopniowego wzrostu oraz zbieżność uzyskanych wyników obliczeń jednostkowych energii tak dla obciążeń stałoaamplitudowych (włączając wyniki obliczeń dla próbek nie doprowadzonych do pęknięcia), jak i obciążeń stopniowo narastających, zwłaszcza dla $R = 0,1$ i dla energii odkształcenia sprężystego. Jedynie dla M_7 przy $R = -1$ odchylenia energii dyssypacji dla obu obciążeń są dość znaczne.



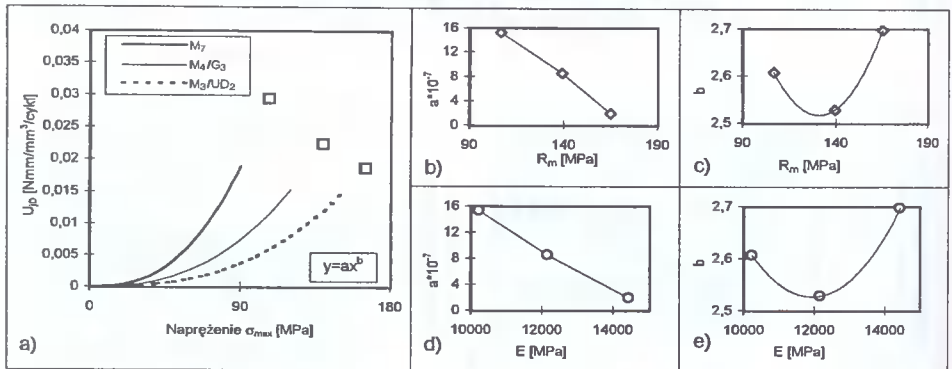
Rys.5.3. Wartości jednostkowych energii dyssypacji i odkształcenia sprężystego dla obciążeń stałoaamplitudowych i stopniowo narastających dla laminatu poliestrowego

Usytuowanie uzyskanych wyników w liniowym układzie współrzędnych pozwoliło przyjąć do dalszych analiz funkcję potęgową typu $y = a x^b$ (np. $U_{jD} = a \cdot \sigma_{max}^b$) do opisu związku pomiędzy jednostkowymi energiami a poziomem obciążenia - rys.5.3c. Dla metali *Ellyin* i *El-Kadi* [26], przy podobnych analizach, proponowali by wykładnik potęgi dla energii rozproszonej wynosił 2. Wyniki obliczeń stałych a i b równania potęgowego przedstawiono w tabelicy 5.1.

Tablica 5.1. Wyniki obliczeń stałych a i b funkcji potęgowej dla danych uzyskanych z badań ze stopniowo narastającą amplitudą

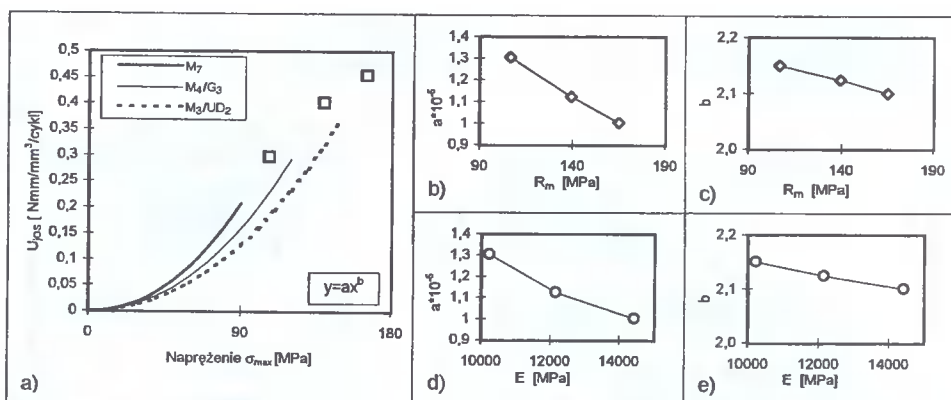
Laminat	R	Energia	a	b	r^2
M ₇	0,1	U _{jD}	$1,527 \cdot 10^{-7}$	2,606	0,961
		U _{jOS}	$1,304 \cdot 10^{-5}$	2,149	0,996
	-1	U _{jD}	$1,396 \cdot 10^{-2}$	3,338	0,959
		U _{jOS}	$4,843 \cdot 10^{-5}$	2,299	0,983
M ₄ /G ₃	0,1	U _{jD}	$8,495 \cdot 10^{-8}$	2,528	0,971
		U _{jOS}	$1,123 \cdot 10^{-5}$	2,124	0,995
M ₃ /UD ₂	0,1	U _{jD}	$1,944 \cdot 10^{-8}$	2,697	0,981
		U _{jOS}	$1,001 \cdot 10^{-5}$	2,099	0,999

Zbiorną ilustrację graficzną uzyskanych związków przedstawiono na rys.5.4 i 5.5, które dodatkowo uzupełniono o wykresy wiążące stałe a i b ze stałymi materiałowymi E (rysunki d i e) i R_m (rysunki b i c). We wszystkich przypadkach stała b jest wyższa od 2: dla $R = 0,1$ i energii dyssypacji mieści się w granicach 2,5 - 2,7, dla energii odkształcenia 2,1 - 2,2, dla $R = -1$ wartości te są jeszcze wyższe, a w obu przypadkach rozrzut wartości b nieznaczny. Dla energii dyssypacji związki pomiędzy b a R_m i E nie wykazują jednoznacznego charakteru, tak jak to ma miejsce dla obu energii dla stałej a . Im większa sztywność materiału, tym udział energii odkształcenia sprężystego, co jest oczywiste, większy.



Rys.5.4. Ilustracja graficzna związku pomiędzy jednostkową energią dyssypacji a poziomem obciążenia

Szukając potwierdzenia zbieżności pomiędzy wynikami obliczeń dla obciążenia stałoamplitudowego i stopniowo narastającego dla innych materiałów, dokonano przeliczeń wyników badań *Schemme*'go i *Zyska* z grupy *Ehrensteina*, za ich zgodą.



Rys.5.5. Ilustracja graficzna związku pomiędzy jednostkową energią odkształcenia sprężystego a poziomem obciążenia

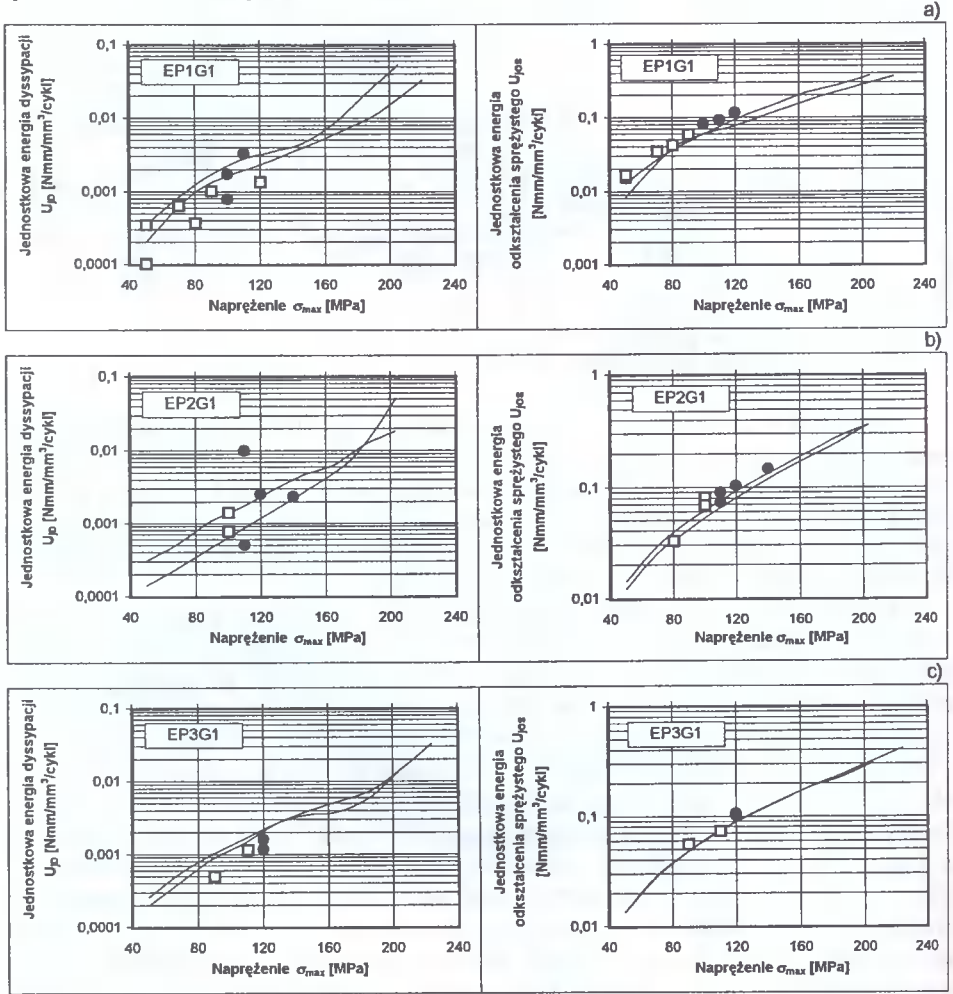
Niestety badania te wykonywano w innym celu, stąd ich większa fragmentaryczność. Przeliczeń dokonano na podstawie udostępnionych przez autorów zbiorów danych uzyskanych bezpośrednio w czasie prób zmęczeniowych. Badania *Schemme'go* [49] prowadzone były na próbkach płaskich wykonanych z laminatu epoksydowego (dla trzech różnych żywic E1, E2 i E3 o różnej elastyczności, wzmocnionej jednokierunkowo włóknem szklanym G1 w układzie $[0/90]_{12s}$) przy $R = 0,1$.

Badania Zyska z roku 1989 przeprowadzone były na próbkach z laminatu poliestrowego mieszkankowego (40 % P6 + 60 % E200) przy wzmocnieniu włóknem szklanym ułożonym jednokierunkowo: wzdłuż obciążenia (UDL), prostopadłe do obciążenia (UDQ) oraz w układzie krzyżowym (KV) - we wszystkich przypadkach dla $R = 10$ i $R = 0,1$. Uzyskane wyniki obliczeń przedstawiono na rys.5.6 - eksperyment *Schemme'go* i na rys.5.7 - wybrane wyniki z eksperymentu *Zyska*. Natomiast na rys.5.8 przedstawiono wyniki obliczeń dla Itamidu - ogniwa łańcucha. Wszystkie te rysunki wykonano zgodnie z zasadami opisanymi do rys.5.3 a, b i d, tj. punktami oznaczono wyniki badań stałoamplitudowych, a liniami wyniki z obciążeniem stopniowo narastającym (w wynikach *Schemme'go* i *Zyska* widoczne zróżnicowane zakresy badań wynikające z różnych celów badawczych prowadzonych eksperymentów). Praktycznie wszystkie prezentowane wyniki wskazują na możliwość wykorzystania obciążenia stopniowo narastającego do uzyskania związku pomiędzy jednostkowymi energiami a napężeniem maksymalnym w miejscu obciążenia stałoamplitudowego. Widoczne jest także podobieństwo kształtu pasm usytuowania wyników, co stwarzało by możliwość ich opisu również prostą funkcją potęgową.

Przeprowadzona analiza regresyjna omawianych danych wykazała istotne różnice obliczonych wartości współczynnika a funkcji potęgowej oraz zbliżone wyniki wartości współczynnika b . Średnie wartości potęgi b z odchyleniami standardowymi i wartościami kwadratów współczynnika korelacji przedstawiono w tablicy 5.2 (w nawiasie podano wyniki dla M_7 przy $R = -1$).

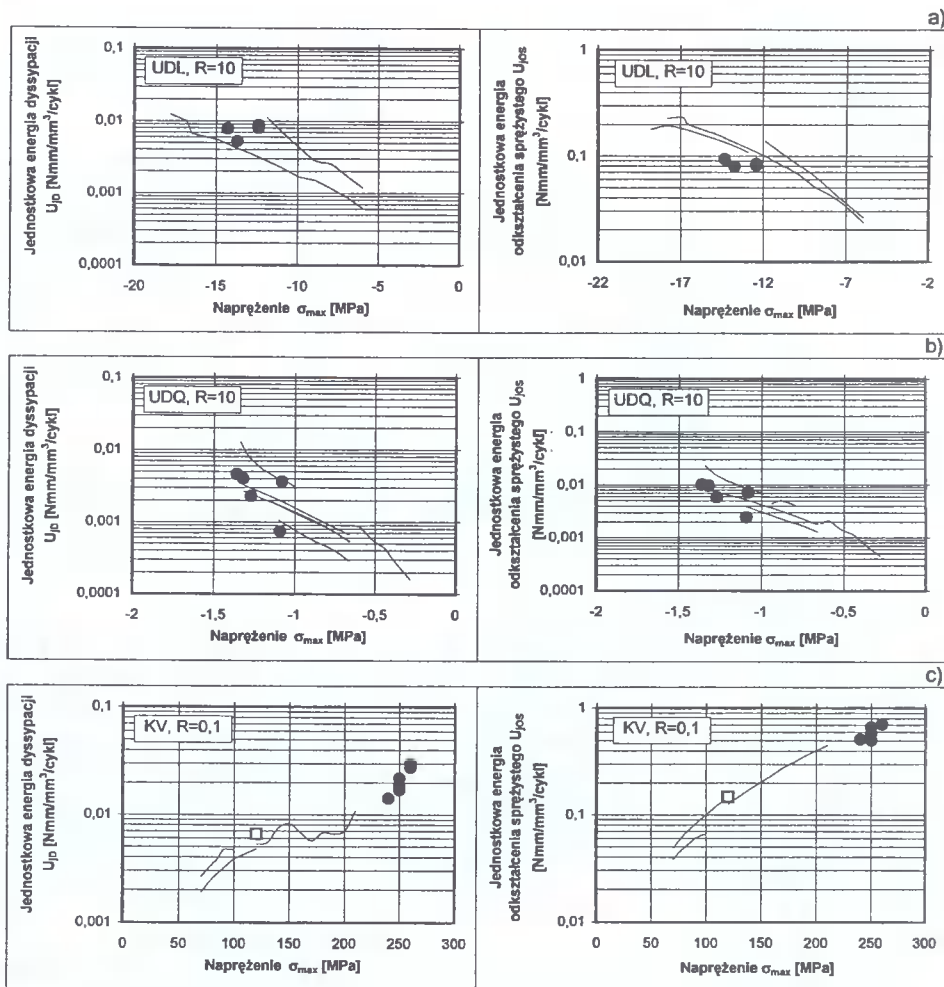
Wyniki te lokują się dla energii dyssypacji w pobliżu wartości 2,5, natomiast dla energii odkształcenia sprężystego w pobliżu wartości 2,15 (co jest widoczne dla laminatu poliestrowego - rys.5.4 c i e oraz rys.5.5 c i e). Wartości współczynnika a dla energii dyssypacji wahają się w przedziale $\langle 2,761 \cdot 10^{-10}, 1,958 \cdot 10^{-3} \rangle$, dla energii odkształcenia sprężystego $\langle 1,320 \cdot 10^{-6}, 5,098 \cdot 10^{-3} \rangle$. Próba powiązania współczynnika a z R_m i E - nie dała

rezultatu, chociaż ogólnie można uznać, iż ze wzrostem tych statycznych wskaźników a zwykle maleje (tak jak to przedstawiono dla laminatu poliestrowego ze zróżnicowanym wzmocnieniem - rys.5.4 i 5.5 b i d).

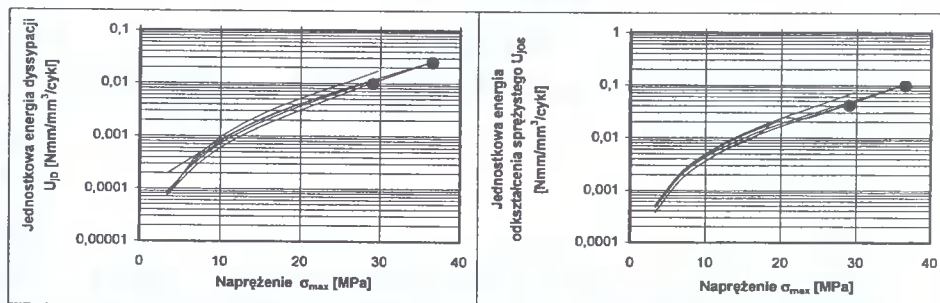


Rys.5.6. Jednostkowe energie dyssypacji i odkształcenia sprężystego w zależności od poziomu obciążenia dla laminatów epoksydowych

Stwierdzenia te dotyczą zatem różnych tworzyw konstrukcyjnych: laminatów poliestrowych i laminatów epoksydowych o zróżnicowanych własnościach osnowy i zróżnicowanych wzmocnieniach, a także elementu maszynowego wykonanego z kompozytu wtryskowego - Itamidu 35, badanych przy obciążeniach o $R = 0, -1, 10$, dotyczą zatem szerszego zakresu konstrukcyjnych kompozytów polimerowych.



Rys.5.7. Jednostkowe energie dyssypacji i odkształcenia sprężystego w zależności od poziomu obciążenia dla laminatu poliestrowego mieszkankowego



Rys.5.8. Jednostkowe energie dyssypacji i odkształcenia sprężystego w zależności od poziomu obciążenia dla Itamid 35

Tablica 5.2. Wyniki obliczeń współczynnika b funkcji potęgowej

Próbki	Energia dyssypacji		Energia odkształcenia sprężystego	
	b	$\bar{b} \pm s_{\bar{b}}$	b	$\bar{b} \pm s_{\bar{b}}$
M ₇	2,441 (2,743)	2,587 ± 0,129	2,146 (2,171)	2,139 ± 0,028
M ₄ /G ₃	2,537		2,137	
M ₃ /UD ₂	2,627		2,102	
EP1G1	3,307	3,213 ± 0,209	2,241	2,261 ± 0,069
EP2G1	3,359		2,339	
EP3G1	2,973		2,204	
UDQR10	2,239	2,020 ± 0,440	2,102	1,969 ± 0,264
UDLR10	2,308		1,666	
KVR01	1,513		2,141	
Ogniwa	2,324	-	2,218	-
WSZYSTKIE	$\bar{\bar{b}} \pm s_{\bar{\bar{b}}}$	r ²	$\bar{\bar{b}} \pm s_{\bar{\bar{b}}}$	r ²
WYNIKI	2,536 ± 0,440	0,889 ± 0,091	2,147 ± 0,128	0,955 ± 0,079

5.2.3. Energetyczne wykresy zmęczeniowe

Energetyczne wykresy zmęczeniowe, jak wspomniano wcześniej - rozdział 3, to związki pomiędzy wielkościami energetycznymi a trwałością. Wielkościami tymi, wg danych literaturowych badań metali, są najczęściej: energia dyssypacji dla pojedynczego cyklu dla stanu nasycenia (czy 1/2 żywotności) lub kumulowana energia dyssypacji, a także suma energii dyssypacji i energii odkształcenia sprężystego dla półcyklu rozciągania - również dla stanu nasycenia. Zatem przedstawione na rys.5.1 wykresy dla laminatów poliestrowych za takie wykresy należy uznać. Zwrócono wcześniej uwagę, iż adekwatność opisu uzyskanych wyników linią prostą w układzie współrzędnych $\lg \sum U_D$ ($\sum U_{OS}$) - $\lg N$ jest znacząco wyższa od opisu zmęczeniowego naprężeniowego (wykresy *Wöhlera* - rys.4.4 i 4.5) - istotnie wyższe wartości współczynników korelacji.

Przyjmując opis wykresu zmęczeniowego w postaci linii prostej dla układu bilogarytmicznego w postaci:

$$\lg \sigma_{\max} = b' \cdot \lg N + \lg a' \quad (5.2)$$

otrzymuje się następującą postać potęgową:

$$\sigma_{\max} = a' \cdot N^{b'} \quad (5.3)$$

Włączając w ten opis związek pomiędzy naprężeniem σ_{\max} a jednostkową energią dyssypacji o postaci:

$$U_{jD} = a \cdot \sigma_{\max}^b \quad (5.4)$$

otrzymano związek następujący:

$$U_{jD} = a \cdot a'^{b'} \cdot N^{bb'} \quad (5.5)$$

w którym $b \cdot b' < 0$. Podobny związek opisuje zależność pomiędzy U_{jOS} a liczbą cykli N .

W tablicy 5.3 przedstawiono wyniki obliczeń współczynników zależności (5.5) dla obu energii jednostkowych dla badanych laminatów poliestrowych (dane z tablicy 4.4 i częściowo z tablicy 5.2).

Tablica 5.3. Wyniki obliczeń stałych zależności (5.5)

Lp.	Próbki	Jednostkowa energia dyssypacji		Jednostkowa energia odkształcenia sprężystego	
		$b \cdot b'$	$a \cdot a'^b$	$b \cdot b'$	$a \cdot a'^b$
1	$M_7, R = 0,1$	- 0,1472	0,0487	- 0,1294	0,5598
2	$M_7, R = -1$	- 0,1943	0,3118	- 0,1531	1,7740
3	$M_4/G_3, R = 0,1$	- 0,1281	0,0471	- 0,1079	0,7588
4	$M_3/UD_2, R = 0,1$	- 0,1279	0,0461	- 0,1023	0,9743

W układzie bilogarytmicznym zależność (5.5) określa oczywiście prostą. Uzyskane wyniki obliczeń na tle wyników prób stałoamplitudowych (punkty) przedstawiono na rys.5.9. Punkty oznaczone znakami zaczerpionymi sytuują się w pobliżu prostych, chociaż odchylenia są większe niż w przypadku energii kumulowanych. Ujawnia się tutaj fakt dwukrotnego uwzględnienia rozrzutu trwałości - raz przy obliczeniu energii jednostkowych, dwa przy odnoszeniu uzyskanych wyników znowu do trwałości. Skupienie pojedynczych wyników uniemożliwia jednak wyznaczenie prostych regresji. Punkty nie zaczerpione, dla prób nie doprowadzonych do zniszczenia (współrzędna liczby cykli odpowiada przerwaniu próby), leżą zasadniczo w pobliżu prostych (dla prób przerwanych krótko przed wystąpieniem złomu) lub poniżej (dla prób, których przerwanie nastąpiło po stabilizacji parametrów energetycznych).

Szukając dla tych punktów trwałości odpowiadającej zniszczeniu, należało by przemieścić je równoległe do osi N do rysowanych prostych. Zwraca uwagę duża zbieżność wyznaczonych wartości $b \cdot b'$ dla obu energii i $a \cdot a'^b$ dla energii dyssypacji, co potwierdza wcześniejsze stwierdzenia z analizy energii kumulowanych o nieistotności wpływu rodzaju wzmocnienia na związki pomiędzy energią dyssypacji a trwałością. Ponieważ o wartościach współczynników a i b decydowały wyniki badań przy obciążeniach ze stopniowo narastającą amplitudą, powyższa zbieżność wnioskowań potwierdza także możliwość wykorzystania wyników badań dla tych obciążeń do analiz energetycznych.

Z analizy zmienności energii kumulowanych wynikało, że związek pomiędzy wartościami tych energii a trwałością może być opisaną w układzie współrzędnych bilogarytmicznych linią prostą, a zatem równaniem:

$$\lg \sum U_{D(OS)} = f \lg N + \lg e, \quad (5.6)$$

czy w układzie liniowym:

$$\sum U_{D(OS)} = e N^f. \quad (5.7)$$

Ponieważ dla obciążeń stałoamplitudowych przyjęto, iż:

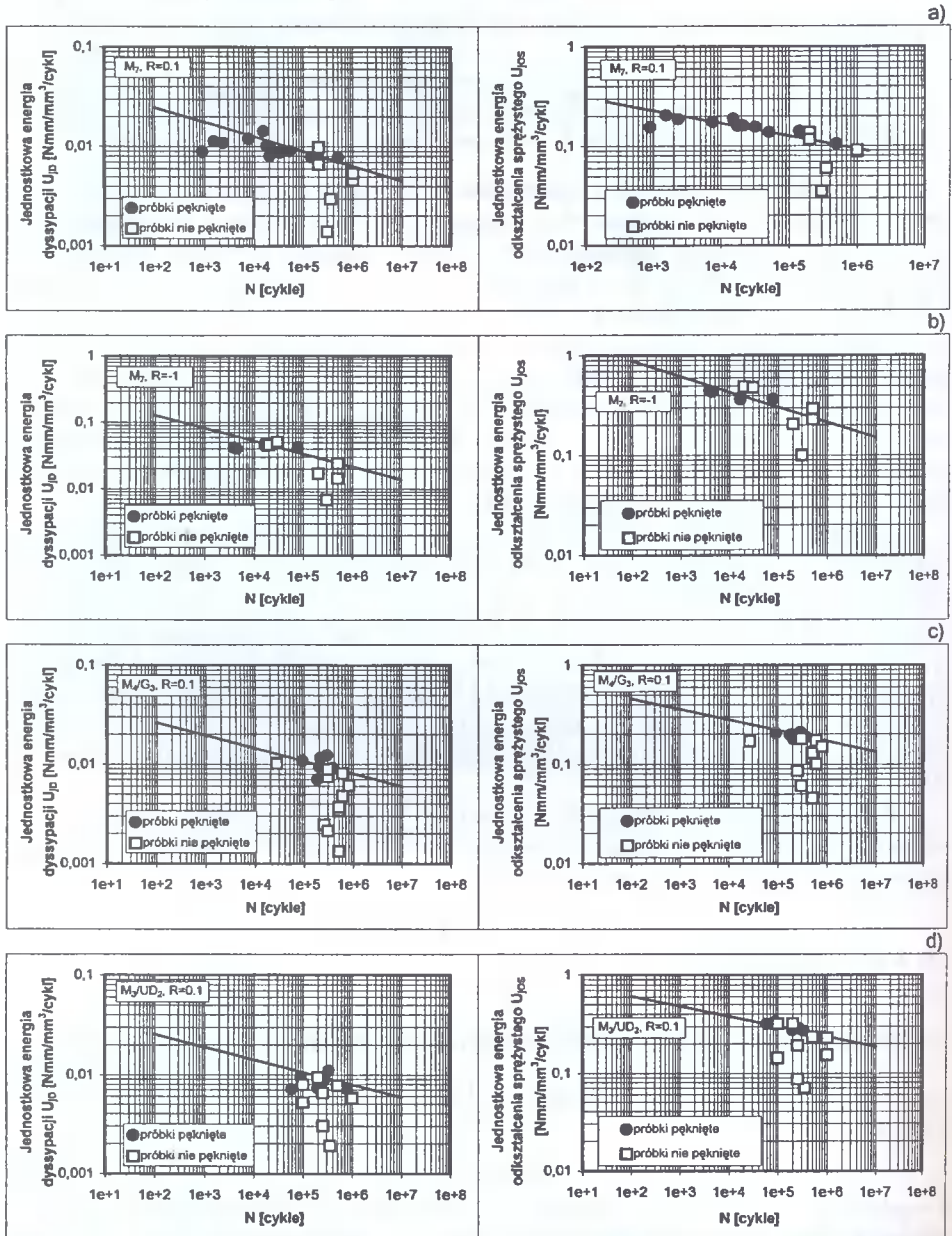
$$U_{JD(OS)} = \sum U_{D(OS)} / N, \quad (5.8)$$

a zatem:

$$U_{JD(OS)} = e N^{f-1}, \quad (5.9)$$

a współczynniki e i f powinny odpowiadać współczynnikom przedstawionym na rys.5.1 zgodnie z równaniem (5.6). Porównanie wielkości e i wykładnika $(f-1)$ z danymi z tablicy 5.3 wykazało brak pełnej zbieżności ich wartości. Są one co prawda tego samego rzędu dla energii odkształcenia sprężystego dla obu współczynników i współczynnika e dla energii dyssypacji, ale różnice są istotne. W przypadku współczynnika f wartości te dla

energii dyssypacji wyznaczone eksperymentalnie mieszczą się w zakresie (0,998 + 1,019), co powoduje, iż różnica (f-1) jest bliska lub nieznacznie większa od zera. W tym przypadku zależność (5.9) traci sens fizyczny (jednostkowa energia dyssypacji nie zależy od trwałości, nie zależy zatem od poziomu obciążenia).



Rys.5.9. Zależności jednostkowych energii dyssypacji i odkształcenia sprężystego od liczby cykli do zniszczenia dla M_7 , $R = 0,1$ a), M_7 , $R = -1$ b), M_4/G_3 c) i M_3/UD_2 d)

Wyznaczone dla ogniów równania energetyczne przedstawiają się następująco:

$$U_{JD} = 0,0956 N^{-0.1724} \quad (5.10)$$

oraz

$$U_{JOS} = 0,3875 N^{-0.1646} \quad (5.11)$$

5.3. Fenomenologiczny opis pętli histerezy

5.3.1. Wprowadzenie. Materiały masingowskie i niemasingowskie

Zmiany zachodzące w materiale podczas obciążeń cyklicznych uwidaczniają się w kształcie i położeniu pętli histerezy. Dlatego też opisowi analitycznemu pętli w analizach procesu zmęczenia (zmęczeniowego niszczenia materiału) przypisuje się istotne znaczenie.

Przegląd dostępnej literatury wskazuje, iż dla metali (przy braku odniesień dla kompozytów) najczęściej w opisie pętli histerezy wykorzystuje się fenomenologiczny model łączący właściwe ich zachowanie (masingowskie lub niemasingowskie) z opisem krzywej cyklicznej lub szkieletowej o postaci równania *Ramberg-Osgooda*.

Przyjmuje się ogólnie, iż większość materiałów metalowych, z większymi lub mniejszymi odchyleniami, zachowuje się cyklicznie zgodnie z dwoma modelami. Model pierwszy, *Masinga* (1926), przewiduje, iż pętle histerezy dla stanu ustabilizowania wyznaczone dla różnych poziomów obciążenia, sprowadzone do początku układu współrzędnych, mają wspólną gałąź rosnącą (tzn. wszystkie gałęzie rosnące leżą na gałęzi rosnącej największej pętli). W drugim modelu zachowań, najszerzej opisanym przez *Ellyina* i *Kujawskiego* [27] - zwanym przez tych autorów uogólnionym modelem *Masinga*, skojarzenie gałęzi pętli następuje dopiero poprzez przesunięcie ich wzdłuż odcinka liniowego. Dla pierwszego modelu opis pętli opiera się najczęściej na równaniu krzywej cyklicznej transformowanej liniowo przy współczynniku skali równym dwa - dla gałęzi rosnących i na tym samym równaniu, ale w zmienionym układzie współrzędnych (początek w szczycie pętli) - dla gałęzi malejących. W przypadku drugim wykorzystuje się tzw. krzywą szkieletową - tj. równanie opisujące krzywą kojarzącą gałęzie pętli po przesunięciu:

$$\Delta \varepsilon^* = \frac{\Delta \sigma^*}{E} + 2 \left(\frac{\Delta \sigma^*}{2k^*} \right) 1/n^*, \quad (5.12)$$

gdzie: n^* i k^* - stałe.

Wówczas pole pętli histerezy wyraża się następującą zależnością:

$$U_D = \frac{1 - n^*}{1 + n^*} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p + \frac{2n^*}{1 + n^*} \delta \sigma_0 \Delta \varepsilon_p, \quad (5.13)$$

w której $\Delta \varepsilon_p$ oznacza zakres zmian odkształcenia plastycznego, $\delta \sigma_0$ - wielkość zakresu proporcjonalnego między odkształceniem a naprężeniem. W przypadku zachowań zgodnie z zasadą *Masinga* wypada drugi człon zależności (5.13) i wówczas

$$U_D = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p, \quad (5.14)$$

gdzie w miejsce parametru n^* krzywej szkieletowej pojawia się wykładnik n' opisu krzywej cyklicznego odkształcenia. W przypadku obciążeń niesymetrycznych i sterowa-

niu odkształceniem zależność (5.13) przyjmie postać [40]:

$$U_D = \frac{1-n}{1+n} (\Delta\sigma - \delta\sigma_0) \Delta\epsilon_p + \delta\sigma_0 \Delta\epsilon_p + \frac{1}{4} \Delta\sigma (\Delta\epsilon_e / 2 + \epsilon_m), \quad (5.15)$$

w której $\Delta\epsilon_e$ oznacza zakres zmian odkształcenia sprężystego.

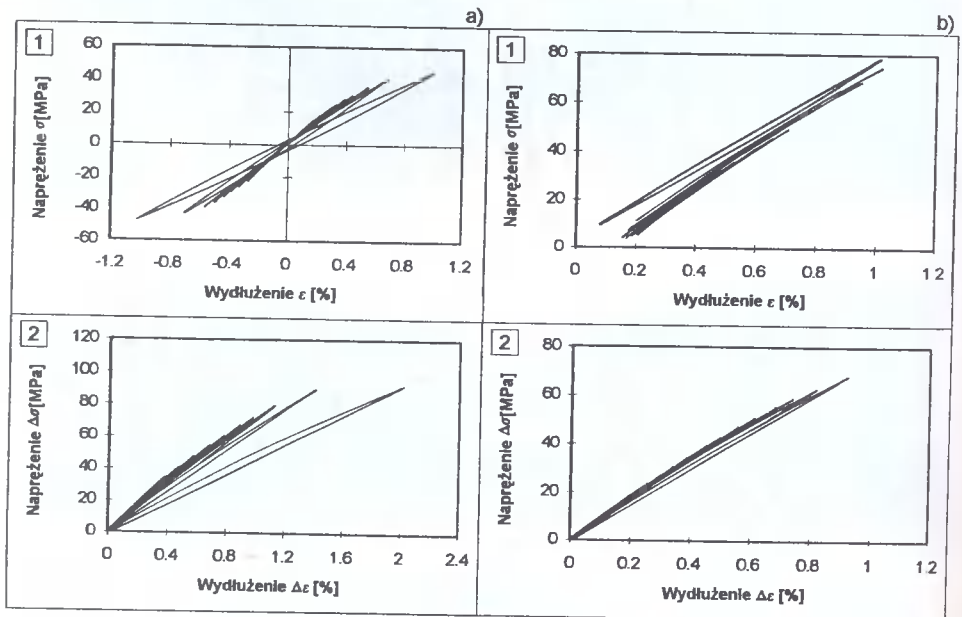
Przy sterowaniu naprężeniem, poprawkę na naprężenie średnie σ_m wprowadzono jedynie jako złożoną funkcję nieliniową do energetycznej postaci wykresu zmęczenia. Uzyskane dla metali wyniki obliczeń energii na podstawie powyższych zależności różnią się od eksperymentalnych od paru procent ([41] oszacowania własne) do 30 - 40 % [77].

W pracy podjęto próbę zaproponowania podobnych opisów dla badanych laminatów poliestrowych.

5.3.2. Propozycja własna opisu i jej weryfikacja

Zarejestrowane przebiegi pętli histerezy przedstawiono na rys.4.6 i 4.7 - dla obciążeń stałoaamplitudowych oraz na rys.4.12 i 4.13 - dla obciążeń stopniowo narastających. Wykresy te wykonano w taki sposób (by lepiej uwidocznić kształt pętli), że kolejne pętle przesunięte są zawsze o stałą wartość odkształcenia (najczęściej 0,1 %). Czytniacz założenie, że przy obciążeniu ze stopniowo narastającą amplitudą otrzymuje się dla poszczególnych stopni pętle histerezy odpowiadające quasi-stabilnemu etapowi zmian wielkości pętli (lub średniej wielkości pętli) dla obciążeń stałoaamplitudowych - na co wskazywały wcześniejsze analizy dotyczące jednostkowych energii - w dalszych rozważaniach podjęto próbę opisu tych właśnie pętli.

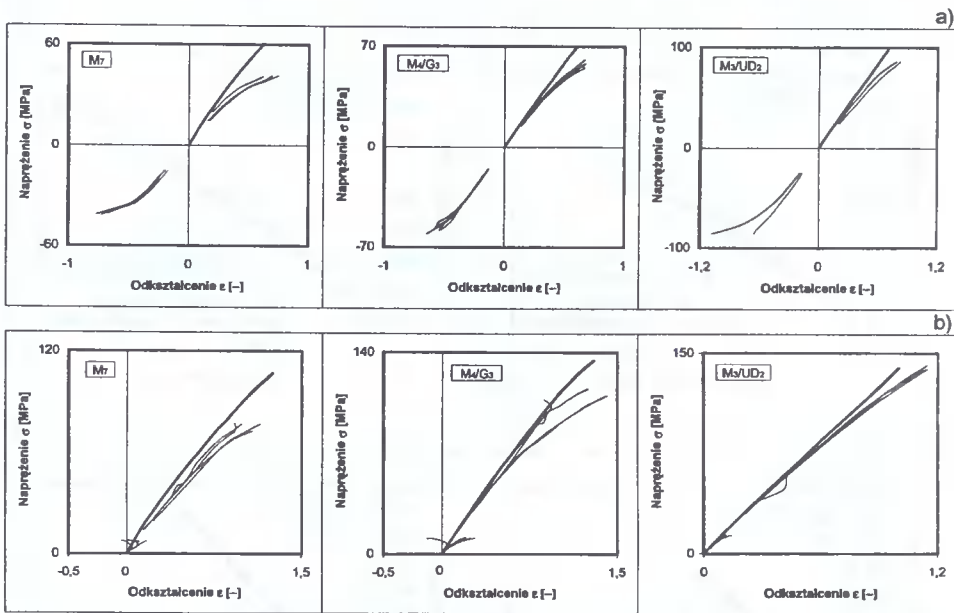
Na rys.5.10 a i b przedstawiono odpowiednio pętle z rys.4.12b1 i rys.4.13a1, z tym, że na rysunkach oznaczonych 1 w rzeczywistym układzie współrzędnych, natomiast na ry-



Rys.5.10. Zmienność pętli histerezy przy obciążeniu ze stopniowo narastającą amplitudą dla laminatu M_7

sunkach oznaczonych 2 - pętle przemieszczono do początku układu współrzędnych (a zatem wkreślono je w układzie $\Delta\sigma - \Delta\varepsilon$). Analiza tych rysunków wskazuje, iż dla badanego laminatu trudno mówić o podobieństwie do zachowań masingowskich czy niemasingowskich. Widoczne jest natomiast, że z wzrostem poziomu obciążenia, zwiększenie pochylenia pętli oraz zwiększenie krzywizny gałęzi pętli, przy czym krzywizny gałęzi dociążających są większe niż gałęzi odciążających.

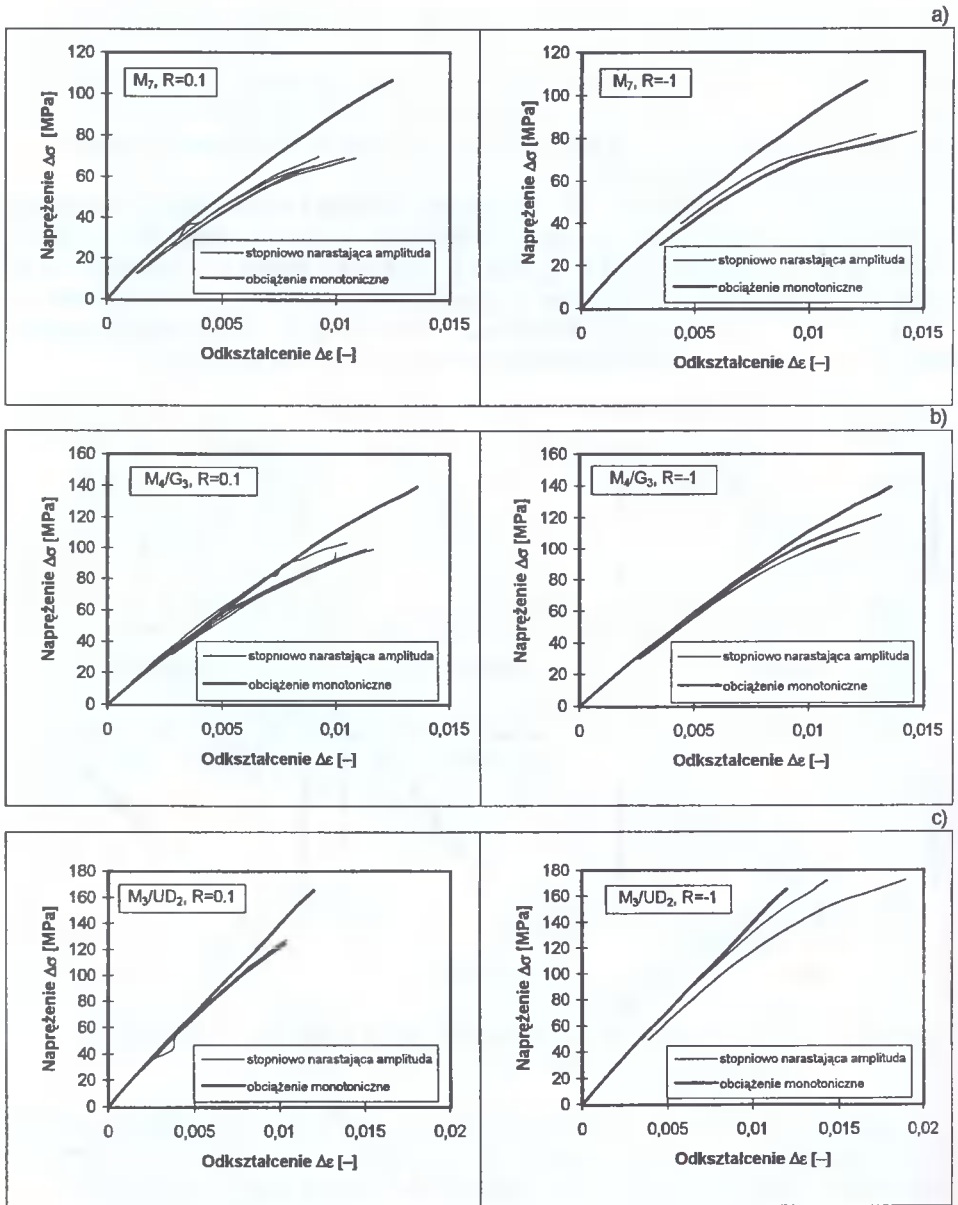
Na rys.5.11 przedstawiono linie łączące szczyty pętli histerezy (dolne i górne) dla poszczególnych stopni (środkowe pętle) obciążenia ze stopniowo narastającą amplitudą (w tym także z odciążeniem) dla $R = -1$ (a) i $R = 0,1$ (b). Każda z par linii pochodzi od jednej próbki. Krzywe przedstawione na górnych rysunkach nazwać można umownie krzywymi cyklicznymi - umownie dlatego, gdyż wyznaczono je w warunkach sterowania naprężeniem maksymalnym. Dla warunków tych może ujawniać się pełzanie.



Rys.5.11. Krzywe łączące szczyty pętli histerezy na tle fragmentów wykresów monotonicznych (linia gruba) dla $R = -1$ a) i $R = 0,1$ b)

Pomimo to wydaje się, iż wyraźnie widoczne jest cykliczne osłabienie materiału w całym zakresie stosowanego obciążenia. Przy $R = 0,1$ (rys.5.11b) jedynie krzywe wyznaczone dla szczytów górnych w swej kinetyce odpowiadają krzywom cyklicznym. Wydaje się zatem celowe, na potrzeby analiz energetycznych, oparcie na wykresach $\Delta\sigma - \Delta\varepsilon$, dla których szczyty dolne pętli skojarzone są z początkiem układu współrzędnych, a charakter zmian, bez względu na wartość R , jest podobny. Linie te przedstawiono na rys.5.12.

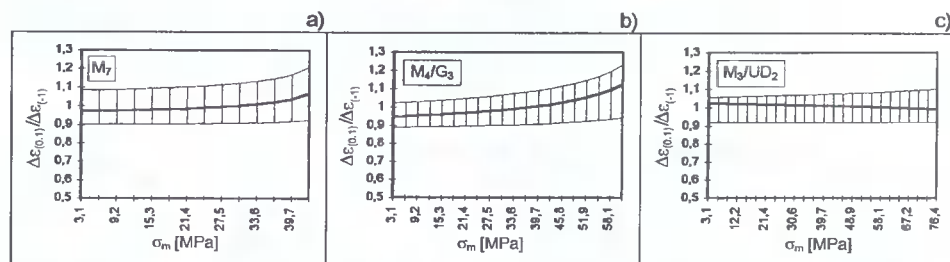
Wykresy z rys.5.12 pozwalają jednocześnie określić zmiany modułu siecznego dynamicznego, odpowiadające zmienności współczynnika kierunkowego prostych przechodzących przez środek układu współrzędnych i punkty tegoż wykresu.



Rys.5.12. Krzywe łączące szczyty pętli histerezy w układzie $\Delta\sigma - \Delta\epsilon$ na tle wykresów monotonicznych (linia gruba)

Wpływ naprężeń średnich na zakres odkształcenia przedstawiono na rys.5.13, na którym dla jednakowych zakresów naprężeń (przy $R = 0,1$ i $R = -1$) naprężeniu średniemu przypisano stosunek odpowiednich zakresów odkształceń. Widać, iż średnio (linie ciągłe) wyraźniejszy przyrost odkształcenia dla $R = 0,1$ ujawnia się dla M_7 przy $\sigma_m > 30$ MPa, dla M_4/G_3 przy $\sigma_m > 45$ MPa. Odnosząc te wartości do σ_{max} (odpowiednio

około 55 i 82 MPa) można zauważyć, iż wpływ ten dotyczy niemal całego zakresu zmian σ_{\max} wykorzystywanego do wyznaczania wykresów *Wöhlera*. Z tego powodu, w dalszej części pracy, ograniczono się do opisu pętli histerezy jedynie dla $R = -1$. W przypadku laminatu M_3/UD_2 , z powodu zbyt małej liczby danych (dodatkowo o znacznym rozrzucie - rys.5.12c, dla $R = -1$) rys.5.13 trudno uznać za miarodajny. Przedstawione na rys.5.13 obszary zakreskowane przedstawiają pola rozrzutu otrzymanych wyników.



Rys.5.13. Wpływ naprężeń średnich na wielkość odkształceń w próbach ze stopniowo narastającą amplitudą

Podsumowując powyższe analizy przyjęto do fenomenologicznego opisu pętli histerezy następujące założenia:

- funkcja opisująca gałąź dociażającą pętli histerezy w układzie współrzędnych przypisanych dolnemu szczytowi pętli ma postać funkcji typu *Ramberg-Osgooda*, zawiera zatem część liniową i nieliniową:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + a' \left(\frac{\sigma}{B} \right)^{n'} ; \quad (5.16)$$

- funkcja opisująca gałąź odciażającą jest funkcją o postaci (5.16), ale dla układu współrzędnych przypisanego szczytowi górnemu pętli (o współrzędnych $\Delta\sigma, \Delta\varepsilon$):

$$\varepsilon = \frac{\sigma - \Delta\sigma}{E} + a'' \left(\frac{\Delta\sigma - \sigma}{B} \right)^{n''} + \Delta\varepsilon . \quad (5.17)$$

W zależnościach powyższych B - jest stałą materiałową, E - określa styczną do gałęzi rosnącej quasistabilnych pętli w funkcji poziomu obciążenia, a' i a'' - są współczynnikami korekcyjnymi, n' i n'' - wykładnikami zależnymi od poziomu obciążenia i takimi, że $n' > n''$ i dla $\Delta\sigma \rightarrow 0$ $n' = n'' = 1$.

Dla tak przyjętego opisu pole pętli histerezy przedstawia następująca zależność:

$$U_D = \Delta\sigma\Delta\varepsilon - \frac{\Delta\sigma^2}{E} - \left(\frac{a''}{B^{n''}} \frac{\Delta\sigma^{n''+1}}{n''+1} + \frac{a'}{B^{n'}} \frac{\Delta\sigma^{n'+1}}{n'+1} \right) . \quad (5.18)$$

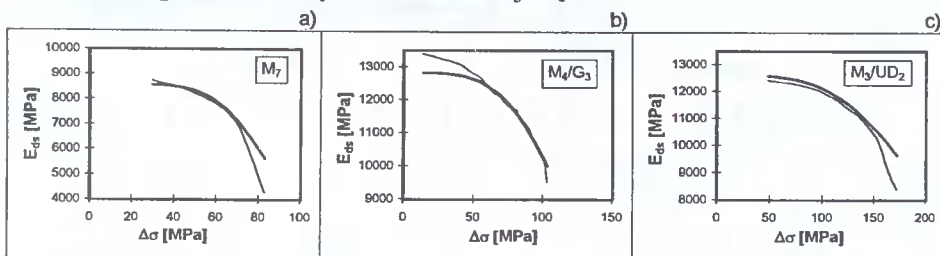
Przyjmując założenie o możliwości opisu krzywych łączących górne szczyty pętli - rys.5.12 - również zależnością o postaci równania (5.16):

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E_{ds0}} + \left(\frac{\Delta\sigma}{B} \right)^m , \quad (5.19)$$

gdzie E_{ds0} - początkowy dynamiczny moduł sieczny, B i m - stałe materiałowe, z czego B to ta sama stała co w równaniach (5.16) i (5.17), można określić zmienność modułu siecznego w funkcji $\Delta\sigma$:

$$E_{ds} = \frac{1}{\frac{1}{E_{ds0}} + \frac{\Delta\sigma^{m-1}}{B^m}} \quad (5.20)$$

Wyniki obliczeń zmienności E_{ds} wg zależności (5.20) dla trzech reprezentatywnych próbek na tle wyników eksperymentu (linia cienka) przedstawiono na rys.5.14. Widoczna jest dobra zgodność obu wyników w znacznej części zakresu zmienności $\Delta\sigma$.



Rys.5.14. Obliczeniowa zmienność modułu dynamicznego siecznego (linia gruba) na tle wyników eksperymentu

W rozdziale 2 przedstawiono, iż zmienności modułu stycznego i zmienności modułu siecznego w próbce zmęczeniowej mają podobny charakter. Stąd też przyjęto założenie upraszczające, że zależność (5.20) oddaje również zmienność modułu stycznego i wówczas przyjmuje ona postać następującą:

$$E = \frac{1}{\frac{1}{E_0} + \frac{\Delta\sigma^{m-1}}{B^m}} \quad (5.21)$$

gdzie: E_0 - początkowy moduł styczny odpowiadający modułowi stycznemu z próby statycznej, m i B - stałe wyznaczone z równania (5.19).

Wyznaczone na podstawie wyników badań ze stopniowo narastającą amplitudą stałe równania (5.19) w postaci wartości średnich przedstawiono w tabelicy 5.4. Stałe te wyznaczono metodą *Hooka-Jeevesa* przy współczynnikach korelacji nie mniejszych niż $r^2 = 0,96$.

Tabela 5.4. Wyniki obliczeń stałych równania (5.20)

Laminat	M ₇		M ₄ /G ₃		M ₃ /UD ₂	
	R = -1	R = 0,1	R = -1	R = 0,1	R = -1	R = 0,1
\bar{E}_{ds0}	8639,0	9273,1	11365,9	12332,2	13550,5	13866,9
\bar{B}	190,9	226,8	299,6	712,4	959,81	699,43
\bar{m}	6,42	5,32	6,42	3,63	3,86	4,21

Wartość \bar{E}_{ds0} , zgodnie z relacją pomiędzy modułem siecznym a stycznym, jest niższa lub leży w obszarze rozrzutu wartości modułu stycznego (tabela 4.2). Nie stwierdzono istotnych związków pomiędzy wartościami \bar{B} i \bar{m} dla badanych laminatów a ich parametrami z próby statycznej czy parametrami wykresów zmęczeniowych.

Z pola możliwych rozwiązań ($1 \leq (n', n'') < m$), metodą kolejnych przybliżeń, określono zmienności n' i n'' . Obserwacje doświadczalne wskazały, że $n' > n''$, dla $\Delta\sigma \rightarrow 0$ $n' = n'' = 1$ oraz dla $\Delta\sigma_{\max}$ - niezależnie od rodzaju wzmocnienia - $n' = 2,2$ i $n'' = 1,2$, przy czym n' i n'' są rosnącymi funkcjami $\Delta\sigma$. Stwierdzenie o równościach wartości n' i n'' dla maksymalnych wartości $\Delta\sigma$ oznacza, że dla stopni niszczących krzywizny pętli histerezy są jednakowe. Zatem dla laminatów o coraz większej sztywności, mimo zwiększenia się $\Delta\sigma_{\max}$, uzyskuje się mniejsze lub porównywalne pola pętli histerezy - rys.5.4a. Ostatecznie określono zmienność wykładnika n' o postaci

$$n' = A \cdot \Delta\sigma^{1,3} + 1, \quad (5.22)$$

w której A wynosi odpowiednio: dla M_7 0,00424, dla M_4/G_3 0,0030 i dla M_3/UD_2 0,00148 oraz założono liniowość związku pomiędzy n' a n'' . Zgodnie z wcześniejszymi stwierdzeniami iloczyn $A \cdot \Delta\sigma_{\max}^{1,3}$ jest wartością stałą bez względu na rodzaj wzmocnienia laminatu.

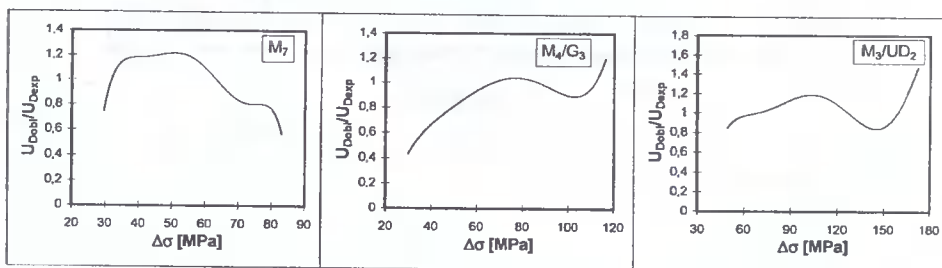
Wyniki obliczeń pól pętli histerezy dla badanych laminatów przy obciążeniu stopniowo narastającym dla $R = -1$ przedstawiono w tabelicy 5.5. Wyniki te podane są w wartościach względnych U_{Dobl}/U_{Dexp} - jako średnie z wyników obliczeń wszystkich zrealizowanych stopni dla pojedynczych prób wraz z ich rozstępami i odchyleniami standardowymi oraz średnie z wszystkich obliczeń dla poszczególnych laminatów.

Tabela 5.5. Wyniki obliczeń pól pętli histerezy

Materiał	\bar{x}	$\bar{\bar{x}}$	$(x_{\min} \div x_{\max})$	$S_{\bar{x}}$
M_7	1,112	0,973	0,487÷1,535	0,366
	0,763		0,486÷0,940	0,163
	1,043		0,658÷1,236	0,190
M_4/G_3	0,632	0,900	0,345÷0,773	0,128
	0,942		0,521÷1,160	0,193
	1,127		0,818÷1,274	0,149
M_3/UD_2	1,868	1,050	1,446÷2,200	0,261
	0,231		0,011÷1,024	0,283

$x = U_{Dobl}/U_{Dexp}$, U_{dobl} - pole obliczone, U_{dexp} - pole określone eksperymentalnie

Przebiegi zmienności wartości U_{Dobl}/U_{Dexp} w zależności od $\Delta\sigma$ (stopni obciążenia) przedstawiono na rys.5.15. Są to przebiegi uśrednione - obejmujące wyniki obliczeń i eksperymentu dla poszczególnych próbek.



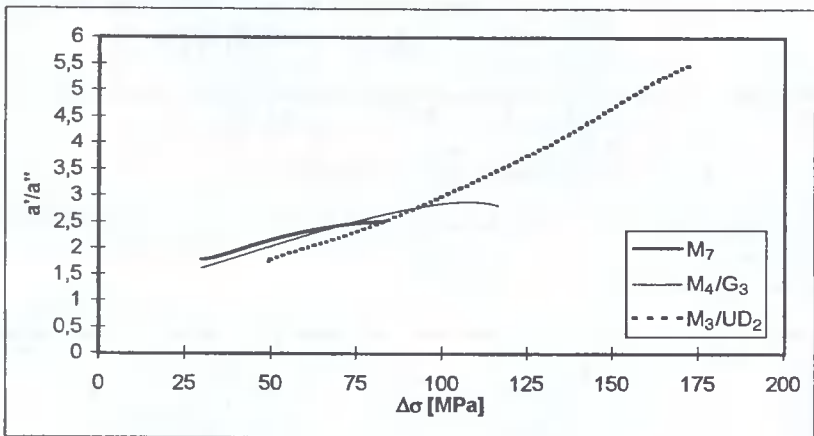
Rys.5.15. Odchylenie wyników obliczeń pól pętli histerezy od danych eksperymentalnych w zależności od zakresu zmian naprężeń $\Delta\sigma$

Wyraźnie widoczna jest dobra średnia zgodność wyników obliczeń z eksperymentem dla poszczególnych materiałów. W przypadku pojedynczych próbek pojawiają się wyniki, dla których średnie odchylają się wyraźnie od wartości 1 przy zachowaniu porównywalnych do innych wartości rozstępów i odchyleń standardowych (wyniki: 0,763 dla M_7 , 0,632 dla M_4/G_3 i oba wyniki dla M_3/UD_2). Ma na to wpływ przede wszystkim przyjęcie w zależności (5.21) średniej wartości modułu sprężystości z badań statycznych - okazuje się bowiem, że prezentowana metoda obliczeń jest wyraźnie czuła na wielkość E_0 . Znaczny rozrzut tej wielkości dla próbek istotnie zmienia wyniki obliczeń - co szczególnie widoczne jest dla M_3/UD_2 , a czego potwierdzeniem jest, w tym przypadku, rys.5.12.c dla $R = -1$. W ramach pojedynczych próbek największe odchylenia wyników obliczeń występują dla niskich i wysokich poziomów obciążenia. W pierwszym przypadku, gdy szerokości pętli są bardzo nieznaczne, a zatem i wartości pól są niewielkie - każde odchylenie krzywizny daje znaczny błąd szacowania pola. Większe odchylenia dla wysokich poziomów obciążenia należy wiązać z istotnymi uszkodzeniami zmęczeniowymi w materiale, zmieniającymi jego własności, ujawniające się nie tylko w zmianie wartości modułu sprężystości.

Przedstawione wyniki obliczeń otrzymano przy następujących wartościach bezwymiarowego współczynnika a' (określenie tej wielkości umożliwiło „domknięcie pętli”):

- dla M_7 przy średniej wartości równej 0,009 i zakresie zmian od 0,046 do 0,0152,
- dla M_4/G_3 odpowiednio 0,005 i $0,0022 \div 0,0079$,
- dla M_3/UD_2 odpowiednio 0,014 i $0,0007 \div 0,035$.

Dolne wartości a' odpowiadały niskim poziomom obciążenia. Pomiędzy wielkościami a' i a'' a poziomem obciążenia ujawniono związek, którego postać graficzną przedstawiono na rys.5.16. Usytuowanie przedstawionych wykresów wskazuje, iż nie można wykluczyć istnienia, dla badanych laminatów poliestrowych, jednej funkcji $a'/a'' = f(\Delta\sigma)$ niezależnej od rodzaju wzmocnienia.



Rys.5.16. Zmienność a'/a'' od poziomu obciążenia

5.4. Kumulacja uszkodzeń zmęczeniowych

5.4.1. Odniesienie uzyskanych wyników do liniowej hipotezy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych

Zakres przeprowadzonych badań eksperymentalnych pozwala na analizę kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych, poza obciążeniem stałoaamplitudowym, dla obciążeń stopniowo narastających, a więc typu Lo-Hi włączając w to obciążenie stopniowo narastające z odciążeniem.

Uzyskane z badań wielkości $\Sigma(n/N)$ wg hipotezy *Palmgren-Minera* w postaci wartości średnich i rozstępu przedstawiono w tabelicy 5.6.

Tabela 5.6. Wartości $\Sigma(n/N)$ wg *Palmgren-Minera*

Laminat	M_7		M_4/G_3	M_3/UD_2
	R = 0,1	R = -1	R = 0,1	R = 0,1
$(\Sigma n/N)_{\text{sr}}$	0,254	0,020	0,728	0,281
$(\Sigma n/N)_{\text{min}} \div (\Sigma n/N)_{\text{max}}$	0,178 \div 0,409	0,019 \div 0,022	0,386 \div 1,356	0,169 \div 0,392

Wyraźnie widoczne jest, że dla M_7 i M_3/UD_2 są to zawsze wartości mniejsze od 1, a dla M_4/G_3 średnio również mniejsze od 1. W przypadku M_7 i R = -1 wartości sumy wg hipotezy P-M są nieznacznie większe od zera - co być może wynika z przybliżonego wyznaczenia położenia wykresu *Wöhlera* - przybliżonego bo wyznaczonego z niewielu danych eksperymentalnych. W tabelicy 5.6 nie wydzielono wyników dla prób z odciążeniem, bowiem nie stwierdzono istotności jego wpływu na wartość $\Sigma(n/N)$ ani w kierunku zwiększenia trwałości na stopniach dociążających, ani w kierunku jej zmniejszenia. Poziomom odciążenia, przy przyjęciu liniowości wykresów *Wöhlera* w całym zakresie obciążenia, odpowiadają, dla badanych laminatów, trwałości powyżej 10^{10} cykli. Trudno zatem oczekiwać iż 10000 cykli (pojemność stopnia odciążenia) przy tej trwałości da istotny efekt uszkodzenia. Brak zwiększenia trwałości wskazuje natomiast na nie występowanie czy nieistotność efektu „odpoczynku” - co wyraźnie ujawniało się np. dla Itamidu [137].

Wykorzystując parametry energetyczne przyjęto założenie początkowe, że uszkodzenie będzie opisane funkcją:

$$D = \frac{\Sigma U_D(n)}{\Sigma U_D} \quad (5.23)$$

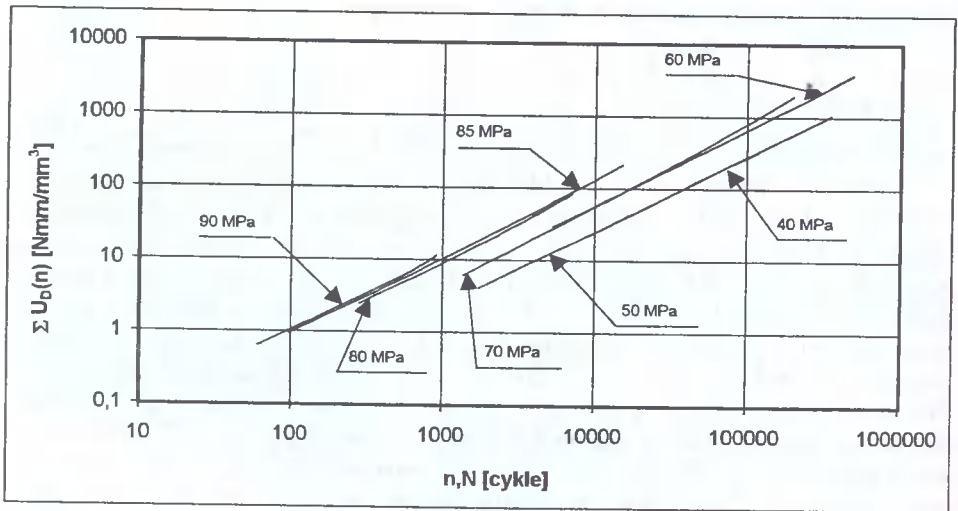
gdzie: ΣU_D - skumulowana energia dyssypacji dla σ_{max} w momencie uszkodzenia, $\Sigma U_D(n)$ - wielkość skumulowanej energii po realizacji n cykli poziomu obciążenia σ_{max} .

Zależność (5.23) ma podstawowe cechy funkcji uszkodzeń: dla $n = 0$ $D = 0$ i dla $n = N$ $D = 1$. Ponieważ energia dyssypacji w funkcji liczby cykli dla obciążeń stałoaamplitudowych przyrasta monotonicznie - rys.4.8 (najwolniej liniowo z małą prędkością przyrostu energii) - zatem i energia kumulowana w funkcji liczby cykli jest funkcją monotoniczną rosnącą z narastającą prędkością tego przyrostu, przy czym prędkość narostu energii jest tym większa, im wyższy poziom naprężenia. Schematycznie zatem, dla tak zdefiniowanej funkcji uszkodzenia, adekwatny byłby rys.2.4a1, na którym im wyższy poziom obciążenia, tym wyższa krzywa uszkodzenia. W takim przypadku dla obciążenia typu Lo-Hi suma P-M powinna być większa od 1, co stoi w sprzeczności z ekspery-

mentem. Wynika z tego, że dla różnych poziomów obciążenia jednakowe względne przyrosty kumulowanej energii dyssypacji nie określają jednakowego stanu materiału. Zatem o stanie materiału (uszkodzeniu) będzie decydował także poziom skumulowanej energii odpowiedzialnej za procesy destrukcji - a więc dla jednakowych względnych poziomów energii skumulowanej większe uszkodzenie byłoby uzyskane dla tego poziomu obciążenia, dla którego skumulowana energia miała wyższą wartość.

5.4.2. Energetyczna hipoteza oparta na liniach stałych uszkodzeń zmęczeniowych. Propozycja własna

Na rys.5.17 przedstawiono w układzie bilogarytmicznym dla M_7 i $R = 0,1$, jako przykładowe, dla wybranych próbek i poziomów obciążenia, przeliczone wykresy kumulowanej energii dyssypacji w funkcji liczby cykli.



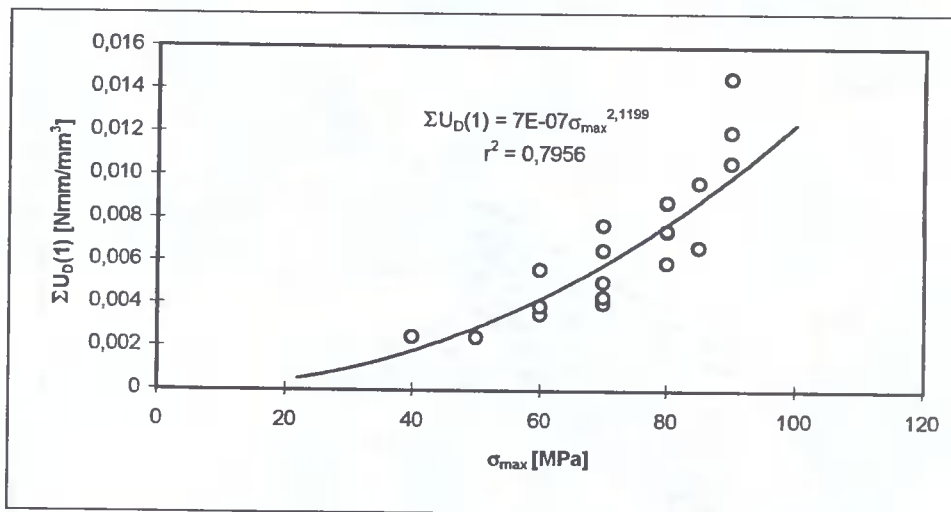
Rys.5.17. Przykładowe przebiegi $\Sigma U_D = f(n)$ dla laminatu M_7

Zwraca uwagę liniowość tych zmian i charakterystyczne położenie wykresów. Końce wykresów odpowiadających naprężeniom 70-90 MPa, a więc dla próbek pękniętych, wyznaczają funkcję $\Sigma U_D = f(N)$ - przedstawioną i omawianą wcześniej - rys.5.1 (w tym szczególnym przypadku rys.5.1a) stanowiącą oczywiście krzywą graniczną. Odniesienie końców wykresów do poziomu obciążenia σ_{max} to powiązanie dwóch równań - opisu krzywej *Wöhlera* i właśnie krzywej kumulowanej energii dyssypacji.

Początki tych prostych, niewidoczne na rys.5.17 z racji określonego kroku rejestracji - dla $n = 1$ - odpowiadają energii dyssypacji dla pierwszego cyklu obciążenia. Przykładowo, zmienność początkowej wartości energii od poziomu obciążenia dla M_7 przedstawiono na rys.5.18 (dla pierwszej dokonanej rejestracji pętli histerezy). Przyjmując potęgowy model ($y = ax^b$) opisu tego związku dla M_7 uzyskano $r^2 = 0,796$ przy wielkościach a i b tego samego rzędu co dla związku pomiędzy obciążeniem a jednostkową energią dyssypacji i wielkością b nieznacznie niższą niż potęga przy energii jednostkowej.

Można zatem przyjąć założenie, iż w układzie bilogarytmicznym wykresy zmian kumulowanej energii dyssypacji $\Sigma U_D(n)$ są liniami prostymi, których współczynniki

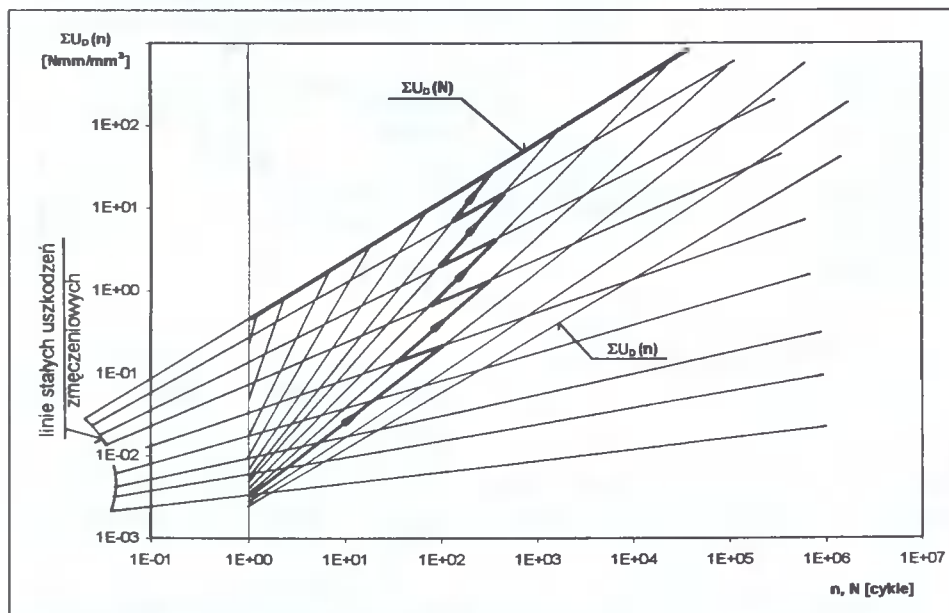
kierunkowe wzrastają (rośnie szybkość przyrostu energii) wraz ze wzrostem poziomu obciążenia - co schematycznie przedstawiono na rys.5.19. Linią graniczną kumulacji energii jest prosta $\Sigma U_D(N)$, efektem - zniszczenie próbki (elementu).



Rys.5.18. Zmienność początkowej energii dyssypacji od poziomu σ_{max} - przykładowo dla M_7 przy $R = 0,1$

Można hipotetycznie przyjąć, iż w obszarze poniżej tej krzywej wydzielić można linie łączące punkty, w których stan uszkodzenia materiału jest jednakowy (uszkodzenie jest jednakowe) - np. występują mikropęknięcia o określonych długościach, pojawia się odpajanie włókien od osnowy, pęknięcie włókien itp. Obserwacje doświadczalne np. [93, 94, 112, 113] wskazywały, że linie te w układach bilogarytmicznych (najczęściej naprężenie - liczba cykli) przybliżyć można prostymi, a dokładniej pęknięciami prostymi, który ograniczony jest prostą graniczną przynależną do tego pęku. Na tej podstawie opracowano szereg metod obliczeń trwałości przedstawionych w p. 2.2.4 dla tworzyw sztucznych i nie opisywanych tu dla metali (metody *Subramanyana*, *Schotta* czy *Szali*), w których rozbieżności dotyczą położenia punktu przecięcia linii stałych uszkodzeń. Biorąc pod uwagę rozważania związane z analizą sumy P-M w niniejszym punkcie, wiadomo, że linie te nie mogą łączyć punktów o jednakowych względnych przyrostach energii, lecz dawać większe uszkodzenie dla poziomów, dla których skumulowana energia miała wyższą wartość. Stąd też, jedną z możliwych hipotez, jest przyjęcie linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych w postaci pęku prostych, którego początek wyznacza przecięcie linią graniczną osi liczby cykli na poziomie energetycznym bliskim zeru. W przypadku układu współrzędnych bilogarytmicznych oczywiście nie można mówić o przecięciu dla zerowego poziomu energetycznego. W praktyce można by przyjąć zatem, iż jest to poziom energii dyssypacji, bliski mierzalnemu, odpowiadający obciążeniu, dla którego trwałość wyznaczona z wykresu *Wöhlera* (przy założeniu jego adekwatności w tym zakresie) przekraczałaby 10^{10} cykli. Dla badanych laminatów poziom ten byłby nie większy jak 0,001 Nmm/mm³. Wówczas linie stałych uszkodzeń przebiegałyby jak pokazano schematycznie na rys.5.19. Skojarzenie tych linii z liniami $\Sigma U_D(n)$ umożli-

liwia obliczanie trwałości zmęczeniowej dla obciążeń wielostopniowych z uwzględnieniem sekwencji i historii obciążenia. Na schemacie przedstawiono kumulację uszkodzeń zmęczeniowych dla obciążenia ze stopniowo narastającą amplitudą, dla którego uszkodzenie nastąpiło przy realizacji piątego stopnia.



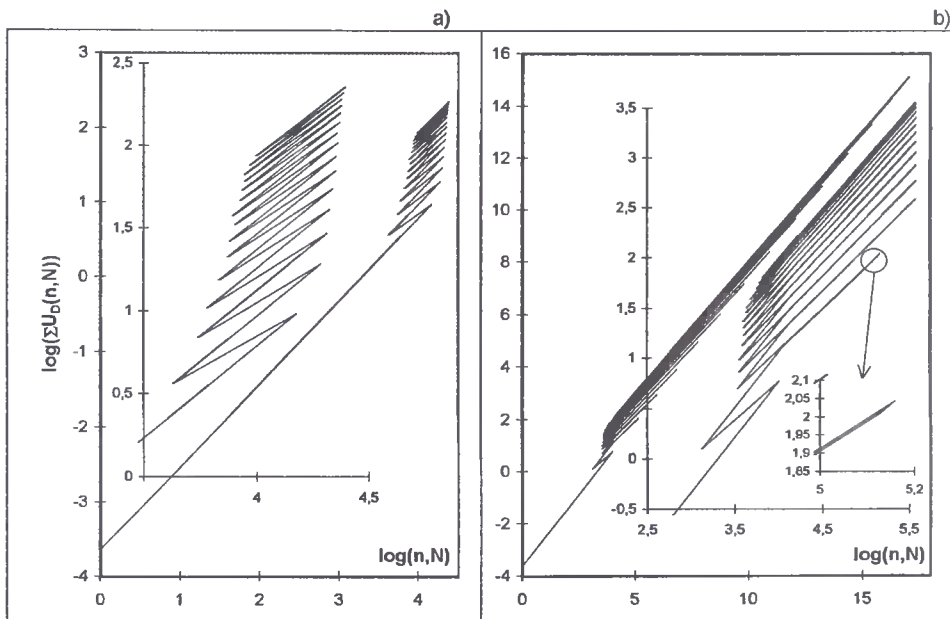
Rys.5.19. Schemat kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych oparty na analizie kumulowanej energii dyssypacji

W tabelicy 5.7 przedstawiono wyniki obliczeń trwałości zmęczeniowej (Obl.) z wykorzystaniem proponowanej hipotezy na tle wyników uzyskanych z eksperymentu (Exp.). Obliczenia przeprowadzono dla pojedynczych próbek wykorzystując widmo obciążeń zastosowane w eksperymencie z tą samą pojemnością stopnia (10000 cykli - w.1.2, 2.2, 3.2) i różną pojemnością (5000 i 15000 cykli - w.1.3-4, 2.3-4, 3.3-4), tak dla obciążenia stopniowo narastającego bez odciążenia, jak i z odciążeniem. W obliczeniach stosowano również modyfikację obciążenia stopniowo narastającego, dla którego przyjęto jednakowe z widmem podstawowym poziomy obciążenia, trzy różne pojemności stopni - 5000, 10000, 15000 cykli i postać jak w tabeli (w.1.5-7, 2.5-7, 3.5-7).

Stwierdzono, dla jednakowych warunków dla wszystkich badanych laminatów, dobrą zgodność wyników obliczeń i eksperymentu. Stosunek trwałości obliczonej do trwałości doświadczalnej (w.1-3.2 / 1-3.1) waha się w zakresie od 0,97 do 1,15 przy średniej jego wartości równej 1,09.

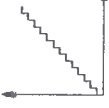



W przypadku zmiany pojemności stopni obciążenia dla widm podstawowych jest widoczne zwiększenie trwałości przy wzroście pojemności. Jest to zgodne z przewidywaniami dla tego typu widma (bez odciążenia i z odciążeniem), bowiem trwałość naliczana jest od najniższych poziomów obciążenia, których udział w kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych jest znikomy. Im większa pojemność stopni, tym dojście do linii granicznej nastąpić może na niższym stopniu (wyraźnie widoczne dla próbki UD1-12).

Zastosowanie widma zmodyfikowanego wskazuje, że metoda jest także czuła na ukształtowanie programu. W tym przypadku uzyskiwana trwałość obliczeniowa jest różna od trwałości uzyskanej dla widma podstawowego. Zależy jednak nie tylko od ukształtowania widma, ale i pojemności stopni. Mała pojemność może spowodować, iż uszkodzenie nastąpi po przejściu znacznej liczby stopni, w tym tych, przy których dla większych pojemności występuje zniszczenie próbki (np. w.3.6 tablica 5.7). Przykładowe schematy przebiegów kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych uzyskane z obliczeń dla widm podstawowych przedstawiono na rys 5.20: dla obciążenia stopniowo narastającego - próbka M1-52 a) i dla stopniowo narastającego z odciążeniem - próbka M1-43od b). W tle rysunków podstawowych przedstawiono ich fragmenty w powiększeniu pozwalające prześledzić przebiegi przyrostu kumulowanej energii dyssypacji (przebieg kumulacji dla pierwszego stopnia - to pierwszy odcinek łamanej) i linii stałych uszkodzeń (pierwszy fragment linii stałych uszkodzeń to drugi odcinek na rysunku).



Rys.5.20. Obliczeniowe schematy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych dla obciążenia stopniowo narastającego a) i stopniowo narastającego z odciążeniem b)

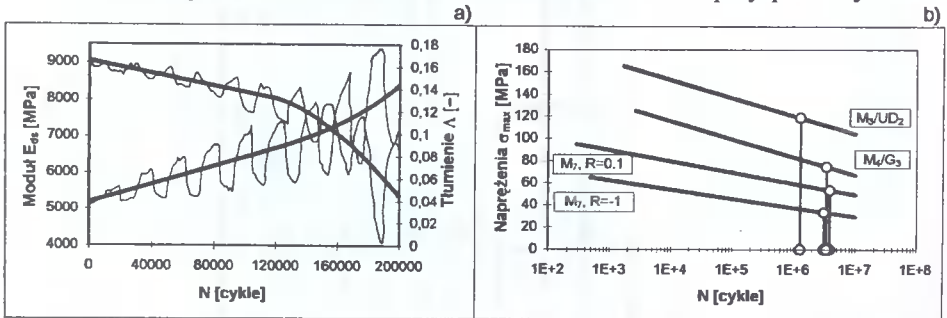
od. tablicy 5.7

Lp.	Warunki badań		Trwałość w cyklach			
	M ₃ /UD ₂	Exp.	Nr próbki			
			UD1-12	UD1-13	UD1-36	UD1-34 od
3.1		10000	2,08·10 ⁵	2,19·10 ⁵	2,5·10 ⁵	2,40·10 ⁵
3.2		10000	2,34·10 ⁵ 24 stop.-150,12 MPa	2,36·10 ⁵	2,74·10 ⁵	2,76·10 ⁵ 28 stop.- 152,3 MPa
3.3		5000	1,23·10 ⁵ - 25 stop. - 154,28 MPa	1,47·10 ⁵ - 30 stop. - 161 MPa		
3.4		15000	3,40·10 ⁵ - 23 stop. - 145,96 MPa	4,08·10 ⁵ - 28 stop. - 152,3 MPa		
3.5		10000	8,71·10 ⁴ - 9 stop. - 154,28 MPa			
3.6		5000	1,15·10 ⁵ - 23 stop. - 124,24 MPa			
3.7		15000	1,26·10 ⁵ - 9 stop. - 154,28 MPa			

5.4.3. Uproszczona metoda oceny bezpiecznej trwałości zmęczeniowej

Kumulacja uszkodzeń zmęczeniowych ujawnia się także w przebiegach zmienności np. modułu dynamicznego i współczynnika tłumienia dla obciążeń ze stopniowo narastającą amplitudą, co stanowiło podstawę określenia przyspieszonej oceny bezpiecznej trwałości zmęczeniowej (nie mniejszej jak 10^6 cykli) [144]. Zauważono bowiem, że wykresy te (w tym zwłaszcza dla współczynnika tłumienia) - rys.5.1 - mają dwa charakterystyczne odcinki. Pierwszy - praktycznie liniowych zmian i drugi, gdy spadek modułu dynamicznego i wzrost współczynnika tłumienia są szybsze, a zatem gdy przyrost uszkodzeń w materiale podlegającym zmęczeniu jest intensywniejszy. W przypadku obciążeń z odciążeniem odcinki te ujawniały się także, gdy brano pod uwagę wartości średnie, co pokazano na rys.5.21a. Naprężenie maksymalne odpowiadające zmianie charakteru krzywych określono mianem naprężenia granicznego σ_B . Uzyskane wartości średnie σ_B wraz z odchyleniami standardowymi przedstawiono w tabelicy 5.8. Małe odchylenia standardowe, nie przekraczające 10 % wartości średniej, wskazują na dobrą powtarzalność uzyskanych wyników.

Odniesione do wykresu *Wöhlera* wartości σ_B wyznaczają trwałość przy obciążeniu stałoamplitudowym powyżej 10^6 cykli - rys.5.21b - co w szeregu przypadkach zastosowań pozwala na praktyczne określenie poziomu obciążenia bezpiecznego. Jeżeli zważyć, że w warunkach laboratoryjnych czas próby z obciążeniem stopniowo narastającym nie przekracza 2 godzin - można uznać, iż metoda ta ma charakter przyspieszony.



Rys.5.21. Zmienności modułu siecznego i współczynnika tłumienia a) i odniesienie naprężeń granicznych do trwałości na wykresach *Wöhlera* b)

Tabela 5.8. Wartości naprężeń granicznych σ_B

Laminat	M_7		M_4/G_3	M_3/UD_2
	$R = -1$	$R = 0,1$	$R = 0,1$	$R = 0,1$
$\bar{\sigma}_B \pm s_{\bar{\sigma}_B}$	$33,2 \pm 1,6$	$53,5 \pm 5,4$	$74,4 \pm 4,8$	$118 \pm 2,6$

Sumy $\Sigma(n/N)$ wg *Palmgrena-Minera* dla naprężeń sięgających σ_B nie przekraczają 4 % sum podanych w tabelicy 5.6. Świadczą zatem o rzeczywiście nieznacznym udziale tych naprężeń w sumowaniu uszkodzeń zmęczeniowych.

6. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Wnioski o charakterze ogólnym

Zastosowanie tworzyw sztucznych na elementy konstrukcyjne poddane w warunkach eksploatacji obciążeniom zmiennym wymusza konieczność poznania ich zachowań zmęczeniowych i określenia metod szacowania trwałości. Różnorodność budowy tworzyw, pogłębiona faktem wykorzystywania, w znacznym stopniu, ich kompozycji wzmacnianych, powoduje, że zachowania te, jako odpowiedź na zachodzące w materiale procesy niszczące, są bardzo zróżnicowane. Ponieważ metody oceny trwałości zmęczeniowej, w różnym stopniu, oparte są na przebiegu zjawisk zmęczeniowych czy zjawisk im towarzyszących, stąd znaczna i ich różnorodność. W większości przypadków zakres stosowania prezentowanych metod ma zastosowanie ograniczone do pewnych grup materiałów, a nierzadko do określonego tworzywa. Zatem bezkrytyczne ich wykorzystywanie, często z przybliżoną oceną stałych w nich występujących, może prowadzić do znacznych błędów w ocenie trwałości zmęczeniowej.

Cechą wspólną szeregu opisów sformalizowanych jest natomiast korzystanie z postaci zależności (2.37), prostej funkcji określającej związek pomiędzy prędkościami zmian parametrów prognozujących a poziomem obciążenia i liczbą zrealizowanych cykli zmęczeniowych.

Z punktu widzenia jednoczesnego powiązania przebiegu zjawisk zmęczeniowych z obciążeniem typu eksploatacyjnego (dowolne ukształtowanie programu obciążeń, historia obciążenia) przewagę wykazują hipotezy oparte na istnieniu tzw. linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych.

W opisie zjawisk zmęczeniowych powinno dominować podejście uwzględniające związek pomiędzy odkształceniem a naprężeniem. Związek ten, w ogólności, jest funkcją właściwości materiału, zmieniających się wraz z liczbą zrealizowanych cykli zmęczeniowych. W ujęciu tym kryteriami zmęczeniowymi powinny być kryteria energetyczne. Dane literaturowe wskazują, że analizy energetyczne w badaniach tworzyw sztucznych są fragmentaryczne i zwykle prowadzone jedynie jako analizy jakościowe.

Wnioski o charakterze szczegółowym

a) dotyczące analizy zachowań energetycznych

Przeprowadzone badania własne i dane literaturowe (łącznie 12 konstrukcyjnych kompozytów polimerowych o zróżnicowanych własnościach matryc i zróżnicowanych wzmocnieniach) wskazują, że podstawę wszelkich analiz energetycznych stanowić powinny przebiegi zmienności podstawowych wielkości energetycznych - energii dyssypacji i energii odkształcenia sprężystego w funkcji zrealizowanych cykli. Charakter tych zmienności - różny dla różnych zakresów obciążenia - nie zależy bowiem od rodzaju kompozytu. Podobny wniosek, praktycznie, dotyczy zmienności w trakcie zmęczenia modułu dynamicznego - rozbieżności dotyczą jedynie zachowań modułu dla początko-

wych cykli. Wielkości przeliczeniowe, np. współczynnik tłumienia, dla różnych tworzyw mają różne przebiegi.

Zakresy zmienności energii istotnie zależą od rodzaju tworzywa, poziomu obciążenia i wartości współczynnika asymetrii cyklu.

Powyższe wnioski dotyczą w jednakowym stopniu obciążeń stałoamplitudowych i obciążeń ze stopniowo narastającą amplitudą.

W przypadku obciążeń stałoamplitudowych dla wysokich poziomów obciążenia wykresy zmienności energii to krzywe monotonicznie rosnące ze zwiększającą się prędkością narostu energii. Dla poziomów obciążeń, dla których trwałość przekracza około 10^4 cykli - po początkowym szybkim przyroście energii, następuje jego stabilizacja i ponownie, krótko przed zniszczeniem, przyrost. Im niższy poziom obciążenia, tym etap stabilizacji przyrostu energii wydłuża się, co w zakresie trwałości w prowadzonych eksperymentach (max $5 \cdot 10^6$ cykli) obserwowane jest jako, praktycznie, ustalenie się warunków energetycznych.

b) dotyczące energetycznych kryteriów zmęczenia

W pracy wykazano bardzo dobre liniowe ułożenie (w układzie bilogarytmicznym) wyników obliczeń kumulowanych energii dyssypacji i odkształcenia sprężystego w funkcji zrealizowanych cykli zmęczeniowych. Współczynniki korelacji regresji liniowej są znacząco wyższe dla tych związków niż dla wykresów *Wöhlera* (naprężeniowych).

W przypadku kumulowanej energii dyssypacji stwierdzono niezależność jej związku z trwałością od rodzaju wzmocnienia.

Związek pomiędzy odpowiednimi energiami a trwałością może stanowić energetyczny odpowiednik wykresu zmęczeniowego.

Na podstawie badań własnych i danych z badań pracowników Lehrstuhl für Kunststofftechnik Universität Erlangen-Nürnberg wykazano zbieżność wyników obliczeń jednostkowych energii na podstawie badań stałoamplitudowych i badań ze stopniowo narastającą amplitudą. Tym samym wykazano możliwość określenia jednostkowych energii dla obciążeń stałoamplitudowych na podstawie krótkotrwałych prób ze stopniowo narastającą amplitudą. Określono także prosty związek w postaci funkcji potęgowej pomiędzy jednostkowymi energiami dyssypacji i odkształcenia sprężystego a poziomem obciążenia.

Łącząc związek pomiędzy jednostkowymi energiami a poziomem obciążenia ze związkiem pomiędzy obciążeniem a trwałością (wykres *Wöhlera*) określono relacje pomiędzy jednostkowymi energiami a trwałością.

c) dotyczące fenomenologicznego opisu pętli histerezy

Badane laminaty wykazują własności lepkosprężyste, trudno zatem do opisu pętli histerezy wykorzystywać związki stosowane dla metali. Zaproponowany na podstawie obserwacji doświadczalnych opis fenomenologiczny dla obciążenia stopniowo narastającego przy $R = -1$ oparto na zapisie funkcji typu *Ramberg-Osgooda* z wykorzystaniem zmienności modułu stycznego i stałych z funkcji opisującej położenie szczytów górnych

pętli w układzie współrzędnych $\Delta\varepsilon - \Delta\sigma$ oraz stałych z próby monotonicznej. Stwierdzono dobrą średnią zgodność wyników obliczeń z wynikami eksperymentu. Stosunek obliczonych pól histerezy do określonych eksperymentalnie mieścił się średnio dla poszczególnych laminatów w przedziale $0,9 \div 1,05$. Przypadki wystąpienia istotnych różnic pomiędzy wartościami średnimi wyników obliczeń a eksperymentem (przy porównywalnych rozrzutach) powiązано z wykorzystywaniem w obliczeniach wartości średniej modułu sprężystości z badań statycznych - proponowana metoda wykazuje znaczną czułość na tę wartość. W obliczeniach pojedynczych próbek najmniejsze zgodności uzyskiwano dla najniższych i najwyższych poziomów obciążenia.

W pracy nie podjęto próby opisu pętli histerezy przy cyklach niesymetrycznych. Zagadnienie to będzie podlegać analizie w przyszłych badaniach własnych.

d) dotyczące kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych

Wobec znacznych odchyłeń wyników badań od wyników uzyskiwanych wg liniowej hipotezy *Palmgrena-Minera* w analizie kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych uznano celowość oparcia się na wielkościach energetycznych. Naturalnym wydawało się zatem powiązanie kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych z kumulacją energii dyssypacji.

Przyjęcie funkcji uszkodzenia w postaci ilorazu skumulowanej energii dyssypacji po zrealizowaniu n cykli do skumulowanej energii dyssypacji w chwili wystąpienia uszkodzenia zmęczeniowego, nie dając spodziewanych rezultatów ogólnych, wykazało, że jednakowe względne przyrosty energii dyssypacji nie określają jednakowych stopni uszkodzenia badanych laminatów, a o stopniu uszkodzenia decyduje także bezwzględna wartość energii skumulowanej.

Zaproponowano hipotezę kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych opartą na liniach stałych uszkodzeń zmęczeniowych w ujęciu energetycznym. W hipotezie tej linię graniczną stanowi (w układzie bilogarytmicznym) prosta obrazująca funkcję $\Sigma U_D(N)$. Krzywe kumulacji energii, w tym samym układzie współrzędnych, jak pozwalają sądzić obserwacje doświadczalne, są fragmentami prostych, których końce leżą na prostej granicznej, a współczynniki kierunkowe maleją ze spadkiem poziomu obciążenia σ_{\max} . Początki tych fragmentów prostych pozostają w podobnych relacjach do σ_{\max} jak jednostkowe energie dyssypacji. Linie jednakowych uszkodzeń stanowią pęk prostych ograniczony prostą graniczną, którego początek wynika z przecięcia linią graniczną osi liczby cykli na poziomie energetycznym bliskim zeru (w praktyce dla poziomu energetycznego przy obciążeniu, dla którego trwałość jest większa od 10^{10} cykli). Sumowanie uszkodzeń odbywa się zgodnie z rys.5.19. Proponowana hipoteza uwzględnia historię obciążenia i pozwala szacować trwałość zmęczeniową dla dowolnego programu obciążeń. W zakresie możliwej weryfikacji, dla przyjętych warunków badań, wykazano dobrą zgodność wyników obliczeń trwałości na podstawie proponowanej hipotezy i danych eksperymentalnych. Stosunek trwałości obliczeniowej do trwałości doświadczalnej wahał się w zakresie od 0,97 do 1,15. Hipoteza ta wymaga jednak dalszych studiów i badań weryfikacyjnych.

Zmiana charakteru zmienności modułu dynamicznego i współczynnika tłumienia, przy realizacji obciążenia ze stopniowo narastającą amplitudą - powiązana ze zmianą intensywności przyrostu uszkodzeń zmęczeniowych - wyznacza poziom obciążenia

stałoamplitudowego, dla którego trwałość zmęczeniowa jest nie mniejsza niż 10^6 cykli. Zatem zastosowanie obciążenia ze stopniowo narastającą amplitudą może być przyspieszonym sposobem wyznaczania poziomu obciążenia, dla którego trwałość rzędu 10^6 cykli uznano za bezpieczną.

* * * * *

Podziękowanie

Panom, prof. Józefowi Szali za życzliwe wspieranie realizacji przeze mnie badań własnych oraz dyskusje na temat przedstawionej pracy, prof. Gottfriedowi W. Ehrensteinowi z Lehrstuhl für Kunststofftechnik Uniwersytetu Erlangen-Nürnberg za umożliwienie realizacji części badań, serdecznie dziękuję.

Dziękuję także recenzentom niniejszej pracy, pani prof. Izabelli Hyli i panu prof. Krzysztofowi Gołosiowi, za wnikliwą ocenę i cenne uwagi krytyczne wykorzystane w redakcji końcowej publikacji.

Autor



LITERATURA

- [1] Alperin V.I.: Konstrukcionnyje stekłoplastiki. *Chimia*, 1979.
- [2] Altstädt V.: Hysteresismessungen zur Charakterisierung der mechanischdynamischen Eigenschaften von R-SMC. Technisch-wissenschaftlicher Bericht, Institut für Werkstofftechnik, Universität-Gesamthochschule Kassel, 1989.
- [3] Amijima S., Tanimoto T., Matsuoka T., Ochi A.: Fatigue life estimation of FRP under superimposed sinusoidal wave and various random load patterns. *Journal of the Society of Materials Science of Japan*, Vol. 33, No. 364, 1984, pp. 73-79.
- [4] Andersons J.: Rascetnyje ocenki ustalostnoj dolgoviecznosti sloistovo kompozita. *Mechanika Kompozitnych Materialov*, t. 29, nr 6, 1993, ss. 741-754.
- [5] Badaliane R., Dill H.D.: Damage Mechanism and Life Prediction of Graphite/Epoxy Composites. *Damage in Composite Materials*, ASTM STP 775, 1982, pp. 229-242.
- [6] Beaumont P.W.R.: The Failure of Fibre Composites: An overview. *Journal of Strain Analysis*, Vol. 24, No. 4, 1989, pp. 1-17.
- [7] Berg M., Gerharz J.J., Gökgöl O.: Consideration of Environmental Conditions for the Fatigue Evaluation of Composite Airframe Structure. *Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume*, ASTM STP 1012, 1989, pp. 29-44.
- [8] Bernstorff von B., Altstädt V., Renz R.: Neuere Untersuchungen zur Schwingfestigkeit von SMC-Werkstoffen. 20.AVK - Jahrestagung, Freudenstadt 1985, p. 15-1 bis 15-8.
- [9] Bernstorff von B., Ehrenstein G.W.: Failure mechanism in SMC subjected to alternating stresses. *J. of Materials Science*, Vol. 25, 1990, pp. 4087-4097.
- [10] Bozarth M.J., Gillespie J.W., McCullough R.L.: Fiber Orientation and Its Effect Upon Thermoplastic Properties of Short Carbon Fiber Reinforced Poly(etheretherketone) (PE-EK). *Polymer Composites*, April 1987, Vol. 8, No. 2, pp. 74-82.
- [11] Broniewski T. i inni: Metody badań i ocena własności tworzyw sztucznych. WNT, Warszawa, 1970.
- [12] Broutman L.J.: *Fracture and Fatigue. Composite Materials*, Vol. 5, Academic Press, New York and London, 1974, tłumaczenie Izdatielstwo Mir, Moskwa, 1978.
- [13] Broutman L.J., Sahu S.: A New Theory to Predict Cumulative Fatigue Damage in Fiberglass Reinforced Plastics. *Composite Materials: Testing and Design*, ASTM STP 497, 1972, pp. 170-188.
- [14] Bucknall C.B., Marchetti A.: A Novel Hysteresis Test for Studying Crazing and Shear Yielding in Rubber-Toughened Polymers. *Polymer Engineering and Science*, Mid-June, 1984, Vol. 24, No. 8, pp. 535-540.
- [15] Carlsson L., Eidefeldt C., Mohlin T.: Influence of Sublaminar Cracks on the Tension Fatigue Behavior of a Graphite/ Epoxy Laminate. *Composite Materials: Fatigue and Fracture*, ASTM STP 907, 1986, pp. 361-382.
- [16] Carswell W.S.: Fatigue damage in notched composites. *Composites*, October 1977, pp. 251-254.
- [17] Carswell W.S.: Damage Mechanics and Composite Behaviour. *Composite Structures*, Vol. 10, 1988, pp. 335-342.

- [18] 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.
- [19] Chou P.C., Croman R.: Degradation and Sudden-Death Models of Fatigue of Graphite/Epoxy Composites. *Composite Materials: Testing and Design (Fifth Conference)*, ASTM STP 674, 1979, pp. 431-454.
- [20] Connors J.D., Mandell J.F., McGarry F.J.: Compressive Fatigue in Glass and Graphite Reinforced Composites. 31th Annual Technical Conference, 1979, Reinforced Plastics/ Composites Institut, Section 4-A, pp. 1-7.
- [21] Daniel I.M., Charewicz A.: Fatigue damage mechanisms and residual properties of graphite/epoxy laminates. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 25, Nos. 5/6, pp. 793-808, 1986.
- [22] Delft van D.R.V., Leeuwen van J.L., Noordhoek C., Stolle P.: Fatigue Testing of a Full Scale Rotor Blade of The WPS-30 Wind Turbine. *J. of Wind Engineering and Industrial Aerodynamics*, Vol. 27, January 1988, pp. 3-15.
- [23] Dew-Hughes D., Way I. L.: Fundamentals of fibre - filled thermoplastics. *Plastics and Polymers*, April 1970.
- [24] Dumont J.P., Ladeveze P., Poss M., Remond Y.: Damage Mechanics for 3-D Composites. *Composite Structures*, Vol. 8, 1987, pp. 119-141.
- [25] Ehrenstein G.W.: Einfluß von Füllstoffen auf die mechanischen Eigenschaften von SMC-Werkstoffen. *Kunststoffe* 78/1, 1988, pp. 59-65.
- [26] Ellyin F., El-Kadi H.: A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Composite Laminae. *Composite Structures* 15/1990, pp. 61-74.
- [27] Ellyin F., Kujawski D.: Plastic strain energy in fatigue failure. *J. Pressure Vessel Technology*, Trans. ASME, Vol. 106, 1984, pp. 342-347.
- [28] El-Senussi A.K., Webber J.P.H.: Critical strain energy release rate during delamination of carbon fibre reinforced plastic laminates. *Composites*, Vol. 20, No. 3, 1989, pp. 249-256.
- [29] Farrow I.R., Young J.B.: Non-Destructive Test Analysis and Life and Residual Strength Prediction of Composite Aircraft Structures. *Composite Structures*, Vol. 10, 1988, pp. 1-15.
- [30] Fong J.T.: What Is Fatigue Damage? *Damage in Composite Materials*, ASTM STP 775, 1982, pp. 243-266.
- [31] Fujii T., Maekawa Z., Itsutsuji S.: Fatigue properties of fibrous composite materials and some considerations on the process of fatigue. *Composite Materials, Proc. Japan - U.S. Conference*, Tokyo, 1981, pp. 155-162.
- [32] Gerharz J.J.: Prediction of Fatigue Failure. *AGARD Lecture Series No. 124*, 1982, pp. 8-1 - 8-22.
- [33] Gerharz J.J.: Festigkeitsverhalten von Fügungen aus kohlefaserverstärkten Epoxidharzen. *Vorträge des vierten LBF- Kolloquiums am 31. Januar und 1. Februar 1984 in Darmstadt*, Bericht Nr. TB-171, 1984, pp. 191-221.
- [34] Gerharz J.J., Rott D., Schütz D.: Schwingfestigkeitsuntersuchungen an ungekerbten und gekerbten Faserverbundwerkstoffproben aus multidirektionalem Laminat. *Fraun-*

- hofer-Gesellschaft Laboratorium für Betriebsfestigkeit, BMVg-FBWT 79-25, Darmstadt, 1979.
- [35] Gerharz J.J., Rott D., Schütz D.: Schwingfestigkeitsuntersuchungen an Fügungen in Faserbauweise. Laboratorium für Betriebsfestigkeit, Institut der Fraunhofer-Gesellschaft, BMVg-FBWT 79-23, Darmstadt, 1979.
- [36] Gerharz J.J., Schütz D.: Verfahren zur Lebensdauervorhersage für Faserverbundwerkstoffe. Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit, Darmstadt, LBF Nr. 3975, 1981.
- [37] Gerharz J.J., Schütz D.: Schwingfestigkeit von lösbbaren Krafeinleitungen in Faserverbundkonstruktionen. Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit (LBF), BMVg-FBWT 82-7, Darmstadt, 1982.
- [38] Gerharz J.J., Schütz D., Bergmann J.W., de Jonge J.B., Webb J.N., Potter R.T.: Standardized Environmental Fatigue Sequence for the Evaluation of Composite Components in Combat Aircraft (ENSTAFF = Environmental FatSTAFF). Fraunhofer Insitut für Betriebsfestigkeit Darmstadt, Report Nr. FB-179, 1987.
- [39] Gołoś K.: Trwałoś zmczeniowa stali w ujęciu energetycznym, Prace Naukowe PW, Mechanika, z.123, Warszawa, 1989.
- [40] Gołoś K., Ellyin F.: A total strain energy theory for cumulative fatigue damage. Transaction ASME, Journal Pressure Vessel Technology, Vol. 110, 1988, pp. 35-41.
- [41] Goss Cz.: Doświadczalna i teoretyczna analiza własności stali o podwyższonej wytrzymałości w zakresie małej liczby cykli obciążenia. Dodatek do Biuletynu Nr 11 (363), WAT, Warszawa, 1982.
- [42] Hahn H.T.: Fatigue Behavior and Life Prediction of Composite Laminates. Composite Materials: Testing and Designe (Fifth Conference), ASTM STP 674, 1979, pp. 383-417.
- [43] Hahn H.T., Kim R.Y.: Fatigue Behavior of Composite Laminate. Journal of Composite Materials, Vol. 10, 1976, pp. 297-311.
- [44] Harris B.: Fatigue and accumulation of damage in reinforced plastics. Composites, Vol. 8, No. 4, 1977, pp. 214-220.
- [45] Hashin Z.: Cumulative Damage Theory for Composite Materials: Residual Life and Residual Strength Methods. Composites Science and Technology, 1985, pp. 1-19.
- [46] Hashin Z., Rotem A.: A cumulative damage theory of fatigue failure. Mater. Sci. Engng., Vol. 34, 1978, pp. 147-160.
- [47] Hellwege K.H., Wurtinger H.: Ribbildung in GFK-Laminaten infolge dynamischer Beanspruchung. Kunststoffe 58/2, 1968, pp. 163-167.
- [48] Hofer K.E., Bennett L.C., Stander M.: Effects of Moisture and Fatigue on the Residual Mechanical Properties of S-Glass/Graphite/Epoxy Hybrid Composites. Fatigue of Filamentary Composite Materials, ASTM STP 636, 1977, pp. 103-122.
- [49] Hoffmann L., Pavšek V., Schemme M.: Das Hysteresis - Meßverfahren zur Charakterisierung von Faserverbundkunststoffen. Fachseminar „Hysteresis Meßverfahren das flexible Verfahren zur dynamischen Werkstoffprüfung“, Erlangen, 1993, pp. 2.4.11-2.4.26.
- [50] Horstemeyer M.F., Staab G.H.: Interface Debonding in Fatigue Cycling of Glass Reinforced Plastics. Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 9, September 1990, pp. 440-455.

- [51] Huth H., Schütz D.: Schadenstolerance von Hybridstrukturen. Fraunhofer-Gesellschaft Laboratorium für Betriebsfestigkeit, BMVg-FBWT 79-27, Darmstadt, 1979.
- [52] Hwang W., Han K.S.: Fatigue of Composites - Fatigue Modulus Concept and Life Prediction. *Journal of Composite Materials*, Vol. 20, March 1986, pp. 154-165.
- [53] Hwang W., Han K.S.: Cumulative Damage Models and Multi-Stress Fatigue Life Prediction. *Journal of Composite Materials*, Vol. 20, March 1986, pp. 125-153.
- [54] Hwang W., Han K.S.: Statistical study of strength and fatigue life of composite materials. *Composites*, Vol. 18, No. 1, 1987, pp. 47-53.
- [55] Janzen W.: Zum Versagens - und Bruchverhalten von Kurzglasfaser - Thermoplasten. Technisch - Wissenschaftlicher Bericht, Kassel, 1989.
- [56] Janzen W., Ehrenstein G.W.: Hysteresis Measurements for Characterizing the Cyclic Strain and Stress Sensitivity of Glass Fiber Reinforced PBT. Report of Institute of Materials Technology, University of Kassel, 1989.
- [57] Janzen W., Ehrenstein G.W.: Bemessungsgrenzen von glasfaserverstärktem PBT bei schwingender Beanspruchung. *Kunststoffe* 81, Nr. 3, 1991, ss. 231-236.
- [58] Jen M.-H. R., Hsu J.M., Hwang D.G.: Fatigue Degradation in Centrally Notched Quasi-Isotropic Laminates. *J. Composite Materials*, Vol. 24, August 1990, pp. 823-837.
- [59] Kalinka G., Boro I., Augustin G., Hampe A., Hinrichsen G.: Ermüdungsverhalten von Hochleistungs-Faserverbundwerkstoffen mit termoplastischen Matrix. *Kunststoffe* 80/5, 1990, pp. 626-630.
- [60] Kim R.Y.: Fatigue behavior. *Composites Designe* (3rd Edition) Section 19, Dayton, 1987, pp. 19-1- 19-34.
- [61] Kocańda S.: Zmęczeniowe pękanie metali. WNT, Warszawa, 1985.
- [62] Kocańda S., Szala J.: Podstawy obliczeń zmęczeniowych. WNT, Warszawa, 1985.
- [63] Kreml E., Niu T.-M.: Graphite/Epoxy [± 45]s Tubes. Their Static Axial and Shear Properties and Their Fatigue Behavior under Completely Reversed Load Controlled Loading. *J. Composite Materials*, Vol. 16, May 1982, pp. 172-187.
- [64] Kujawski D.: Modelowanie trwałości zmęczeniowej i propagacji pęknięć w metalach. *Prace Naukowe PW, Mechanika*, z.133, Warszawa, 1991.
- [65] Kuksenko V.S., Liaszczikov A.J., Savielev V.N., Frołov D.I.: Fiziczeskie principy prognozirovania razruszenia gieterogiennykh materialov. *Procznost i razruszenie kompozitnykh materialov*, Ryga, 1983.
- [66] Lafitte M.H., Bunsell A.R.: The fatigue behaviour of Kevlar-29 fibres. *J. of Materials Science* 17, 1982, pp. 2391- 2397.
- [67] Lang R.W., Manson J.A., Hertzberg R.W.: Mechanisms of fatigue fracture in short glass fibre-reinforced polymers. *J. of Materials Science*, Vol. 22, 1987, pp. 4015-4030.
- [68] Lifshitz J.M.: Compressive Fatigue and Static Properties of a Unidirectional Graphite/Epoxy Composite. *Journal of Composites Technology and Research*, Vol. 10, No. 3, 1988, pp. 100-106.
- [69] Łaczyński B.: Nietalowe elementy maszyn. WNT, Warszawa, 1988.
- [70] Mallick P.K.: *Fiber Reinforced Composites*. London, 1989.

- [71] Mandell J.F., Huang D.D., McGarry F.J.: Fatigue of Glass and Carbon Fiber Reinforced Engineering Thermoplastics. *Polymer Composites*, July 1981, Vol. 2, No. 3, pp. 137-144.
- [72] Mandell J.F., Huang D.D., McGarry F.J.: Crack Propagation Modes in Injection Molded Fiber Reinforced Thermoplastics in Short Fiber Reinforced Composite Materials. *ASTM STP 772*, 1982, pp. 3-32.
- [73] Masters J.E., Reifsnider K.L.: An Investigation of Cumulative Damage Development in Quasi-Isotropic Graphite/Epoxy Laminates, *Damage in Composite Materials*. 1982, pp. 40-62.
- [74] Mazurkiewicz S. i inni: Badania zmęczeniowe tworzyw sztucznych. Sprawozdanie z realizacji PW 05.12 temat 05.5, IPPT PAN za rok 1980, Kraków 1980.
- [75] McNally D.: Short Fiber Orientation and Its Effects on The Properties of Thermoplastic Composite Materials. *Polym. -Plast. Technol. Eng.*, Vol. 8, No. 2, 1977, pp. 101-154.
- [76] Moosbrugger E.: Hysteresis-Meßverfahren zur dynamischen Prüfung von Kunststoffen. *Bosch Technische Berichte*, 1990, Heft 52, pp. 21-29.
- [77] Mroziński S.: Analiza porównawcza niskocyklowego zmęczenia stali 45 w warunkach osiowego i płaskiego zginania. Rozprawa doktorska, Bydgoszcz, 1994.
- [78] Nacem M.: Fatigue damage - compliance relationship for GRP. *Composites*, Vol. 19, No. 6, 1988, pp. 443-445.
- [79] Novak R.C.: Torsional Fatigue Behavior of Unidirectional Resin Matrix composites. *Composite Materials: Testing and Design (Third Conference)*, ASTM STP 546, 1974, pp. 345-360.
- [80] Nowak M.: Wybrane zagadnienia wytrzymałości zmęczeniowej poliamidu stabilizowanego. *Prace Naukowe IMiMT Politechniki Wrocławskiej, Seria Monografie*, nr 3, 1972.
- [81] Nowak M.: Analityczny opis wyników badań na zmęczenie jednym równaniem na przykładzie tworzyw sztucznych. *Mechanika Teoretyczna i Stosowana*, Vol. 24, nr 1-2, 1986, ss. 41-60.
- [82] Nowak M.: Studium własności mechanicznych Itamidu S-2. *Archiwum Nauki o Materiałach*, 1992, t. 13, nr 2-4, ss. 237-254.
- [83] Nowak M., Nowicka G., Zawadzki J.: Fenomenologiczna ocena porównawcza wpływu starzenia poliamidu na jego trwałość zmęczeniową. *Prace Naukowe Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej*, nr 25, 1974, ss.39-56.
- [84] O'Brien T.K.: Characterization of delamination onset and growth in a composite laminate. *Damage in Composite Materials*, ASTM STP 775, 1982, pp. 140-167.
- [85] O'Brien T.K., Reifsnider K.L.: Fatigue Damage Evaluation Through Stiffness Measurements in Boron-Epoxy Laminates. *J. Composite Materials*, Vol. 15, Jan. 1981, pp. 55-70.
- [86] Ołdyriev P.P., Parfiejew V.M.: Dołgoviecznost polimetakrilama pri stacionarnoj i stupienchatom nieizotermiczeskich režimach cikliczeskovo nagruženia. *Mechanika Polimerov*, nr 5, 1975, s. 795-803.

- [87] Oldyriev P.P., Parfiejev V.M., Komar V.I.: Utoczenie metodiki opredelenia ustalojnoj dołgoviecznosti polimernych materialov po temperature razogreva. *Mechanika Polimerov*, nr 5, 1977, s. 906-913.
- [88] Orth F.: Softwaremässige Realisierung des Hysteresismessverfahrens Einflüsse der Auflösung und des Rauschens auf die Messgenauigkeit. Seminar: Hysteresis-Meßverfahren für die dynamische Werkstoffprüfung, Institut für Werkstofftechnik, Universität-Gesamthochschule Kassel, 1987.
- [89] Orth F., Ehrenstein G.W.: Werkstoffauswahl bei dynamischer Belastung. *Kunststoffe* 79/8, 1989, pp. 727-731.
- [90] Orth F., Hoffmann L., Zilch-Bremer H., Ehrenstein G.W.: Evaluation of composites under dynamic load. *Composite Structures*, No. 24, 1993, pp. 265-272.
- [91] Orth F., Zysk Th., Janzen W., Ehrenstein G.W.: Fatigue Behavior of RP Described by Hysteresis Measurements. 45th Annual Conference & EXPO'90, Composites Institut, The Society of the Plastics Industry Inc., February 12-15, 1990, Washington, Session 19-B, pp. 1-9.
- [92] Owen N.J.: Fatigue Damage in Glass-Fiber Reinforced Plastics, Fatigue of Carbon-Fiber Reinforced Plastics. Chapter 78; *Composite Materials 5 - Fracture and Fatigue*, ed. L.J. Broutman, Academic Press, New York, 1974.
- [93] Owen M. J.: Fatigue damage in glass-fiber reinforced plastics. Chapter 7. *Composite Materials: Fracture and Fatigue*, ed. L.J. Broutman, New York, 1974.
- [94] Owen M. J.: Fatigue process in fibre reinforced plastics. *Phil. Trans. R. Soc.*, Vol. A294, 1980, pp. 535-543.
- [95] 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.
- [96] Pansin B.J., Bartenev G.M., Finogenov G.N.: Procznost płałmass pri povtornych nagruzkach. *Płałsticeskie Massy*, nr 11, 1960.
- [97] Parfiejev V.M., Oldyriev P.P.: Ocenka povreždienosti stekłoplastika pri cikliczeskom izgibie. *Mechanika Polimerov*, nr 6, 1977, s. 1058-1061.
- [98] Pavšek V.: Bruchmechanische Untersuchungen an kurzglasfaserverstärkten Thermoplasten. Fachseminar „Hysteresis-Meßverfahren das flexible Verfahren zur dynamischen Werkstoffprüfung“, Erlangen, 1993.
- [99] Potter R.T.: Repeated loading and creep effects in shear property measurements on unidirectional cfrp. *Composites*, November 1974, pp. 261-265.
- [100] Poursartip A., Ashby M.F., Beaumont P.W.R.: The Fatigue Damage Mechanics of a Carbon Fibre Composite Laminate: I - Development of the Model. *Composites Science and Technology*, 1986, pp. 193-237.
- [101] Poursartip A., Beaumont P.W.R.: The Fatigue Damage Mechanics of a Carbon Fibre Composite Laminate: II - Life Prediction. *Composites Science and Technology*, 1986, pp. 283-299.
- [102] Prinz R.: Prüfverfahren und Methoden zur Bestimmung der Schwingfestigkeit, Deutsche Forschungs- und Versuchsanstalt für Luft- und Raumfahrt e.V. Institut für Strukturmechanik, Braunschweig, 1987.
- [103] Puck A.: Das „Knie“ im Spannungs-Dehnungs-Diagramm und Rißbildung bei Glasfaser/Kunststoffen. *Kunststoffe*, Nr 12/58, 1968, pp. 886-893.

- [104] Radhakrishnan K.: Fatigue and Reliability Evaluation of Unnotched Carbon Epoxy Laminates. *J. of Composite Materials*, Vol. 18, January 1984, pp. 21-31.
- [105] Ratner S.B.: O kryteriach samorozgrzewania i złomu tworzyw termoplastycznych przy cyklicznych obciążeniach. *Prace Naukowe Instytutu Materiałoznawstwa i Mechaniki Technicznej Politechniki Wrocławskiej*, nr 20, 1974.
- [106] Reifsnider K.L.: Damage Accumulation and Fracture Initiation in Composite Laminates. *SAMPLE Quarterly*, October 1984, pp. 39-44.
- [107] Reifsnider K.L., Schulte K., Duke J.C.: Long-Term Fatigue Behavior of Composite Materials. *Long-Term Behavior of Composites*. 1983, pp. 136-159.
- [108] 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.
- [109] Reifsnider K.L., Stinchcomb W.W., O'Brien T.K.: Frequency Effects on a Stiffness - Based Fatigue Failure Criterion in Flawed Composite Specimens, *Fatigue of Filamentary Composite Materials*. ASTM STP 636, 1977, pp. 171-184.
- [110] Renz R.: Grundlagen der Hysteresis-Messungen, Seminar: Hysteresis-Meßverfahren für die dynamische Werkstoffprüfung. Institut für Werkstofftechnik, Universität-Gesamthochschule Kassel, 1987.
- [111] Renz R., Altstadt V., Ehrenstein G.W.: Hysteresis Measurements for Characterizing the Dynamic Fatigue of R-SMC. 41st Annual Conference, Reinforced Plastics/Composites Institut The Society of the Plastic Industry Inc., January 27-31, 1986, pp. 1-7.
- [112] Rotem A.: Fatigue and residual strength of composite laminates. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 25, Nos. 5/6, pp. 819-827, 1986.
- [113] Rotem A.: Residual strength after fatigue. *Int. J. Fatigue*, January 1988, pp. 27-31.
- [114] Rotem A., Nelson H.G.: Fatigue Behavior of Graphite-Epoxy Laminates at Elevated Temperatures, *Fatigue of Fibrous Composite Materials*. ASTM STP 723, 1981, pp. 152-173.
- [115] Roy C., El Ghorba M.: Monitoring Progression of Mode II Delamination During Fatigue Loading Through Acoustic Emission in Laminated Glass Fiber Composite. *Polymer Composites*, October 1988, Vol. 9, No. 5, pp. 345-351.
- [116] Sauer J.A., Richardson G.C.: Fatigue of polymers. *International Journal of Fracture*, Vol. 16, No. 6, December 1980, pp. 499-532.
- [117] Schulte K.: Development of Microdamage in Composite Laminates During Fatigue Loading. *DFVLR, Institut für Werkstoff-Forschung, Köln*, 1984, pp. 233-242.
- [118] Schulte K., Baron Ch.: Schädigungsentwicklung bei Ermüdung verschiedener CKF-Laminat. *Z. Werkstofftechnik*, Nr 18, 1987, pp. 103-110.
- [119] Schulte K., Henneke E.G., II, Duke J.C.: Methoden zur Untersuchung des Schädigungsverlaufs von CFK bei Ermüdungsbelastung. *Verbundwerkstoffe-Stoffverbunde, Vortrags- und Diskussionstagung vom 9. bis 11. Mai 1984 in Konstanz*.
- [120] Schütz D., Oppermann H.: Kritische Bewertung von Rechnerischen Verfahren zur Lebensdauervorhersage. *Vorträge des vierten LBF-Kolloquiums am 31. Januar und 1. Februar 1984 in Darmstadt, Bericht Nr TB-171, 1984, pp. 19-55*.

- [121] Schütz D., Gerharz J.J.: Bei der Zulassung tragender Faserverbundkonstruktion im Flugzeugbau relevante Kriterien und Konzept einer Nachweisführung. LBF-Bericht Nr 4757 Darmstadt, 1983.
- [122] Schütz D., Gerharz J.J.: Strength-Behaviour of Carbon Fiber Reinforced Plastic Joints. AGARD - Report Nr R-727, 1986, pp. 1-1 - 1-9.
- [123] Schütz D., Gerharz J.J., Alschweig E.: Fatigue Properties of Unnotched, Notched, and Jointed Specimens of a Graphite/Epoxy Composite. Fatigue of Fibrous Composite Materials, ASTM STP 723, 1981, pp. 31-47.
- [124] Seachling H., Zebrowski W.: Tworzywa sztuczne. Poradnik, WNT, Warszawa, 1978.
- [125] Sendeckyj G.P.: Fitting Models to Composite Materials Fatigue Data. Test Methods and Design Allowables for Fibrous Composites, ASTM STP 734, 1981, pp. 245-260.
- [126] Sendeckyj G.P.: Fitting Models to Composite Materials Fatigue Data. ASTM STP 734, 1981, pp. 245-260.
- [127] Shimokawa T., Hamaguchi Y.: Distributions of Fatigue Life and Fatigue Strength in Notched Specimens of a Carbon Eight-Harness-Satin Laminate. J. Composite Materials, Vol. 17, January 1983, pp. 64-76.
- [128] Smith E. W., Pascoe K. J.: Assessment of fatigue damage in the cyclic loading of a glass-fibre polyester composite. Mechanical Behaviour of Materials, Pergamon Press, Vol. 3, 1979.
- [129] Stinchcomb W.W.: Nondestructive Evaluation of Damage Accumulation Processes in Composite Laminates. Composites Science and Technology, No. 25, 1986, pp. 103-118.
- [130] Stinkas A.V., Ratner S.V.: Javlenie uproczenia otdycha v procese ustałostnovo nagraženia płałtmass. Płałticheskie Massy, nr 12, 1962.
- [131] Szala J.: Ocena trwałości zmęczeniowej elementów maszyn w warunkach obciążeń losowych i programowanych. Zeszyt Naukowy nr 79, Mechanika 22, Bydgoszcz, 1980.
- [132] Szala J.: Sumowanie uszkodzeń zmęczeniowych w warunkach naprężeń stochastycznych i programowanych. Archiwum Budowy Maszyn., Vol. 28, nr 4, 1981, ss. 409-418.
- [133] Szala J., Mroziński S.: An analysis of overloads on a fatigue life of 45-steel within the range of low-cycle fatigue. J. of Theoretical and Applied Mechanics, Vol. 31, No. 4, pp. 745-761.
- [134] Szala J., Topoliński T., Wpływ obciążenia programowanego dwustopniowego na przebieg zmian temperatury samowzbudnej w badaniach próbek z Itamidu 353. Materiały XII Sympozjum Doświadczalnych Badań w Mechanice Ciała Stałego, Warszawa, 1986, ss. 211-214.
- [135] Szala J., Topoliński T.: Effect of chosen factor connected with programmed loading on fatigue life of short glass fiber reinforced polyamide. Archiwum Budowy Maszyn, Tom XXXIV, z. 3, 1987.
- [136] Szala J., Topoliński T.: Obliczenia trwałości zmęczeniowej elementów konstrukcyjnych z tworzyw sztucznych. Rozprawy inżynierskie, Vol. 36, nr 1, 1988.

- [137] Szala J., Topoliński T.: Obliczenia trwałości zmęczeniowej Itamidu 35 oparte na hipotezie linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych. *Rozprawy Inżynierskie*, Vol. 38, nr 3-4, 1990, ss. 415-428.
- [138] Szala J., Topoliński T.: Ocena trwałości zmęczeniowej tworzyw sztucznych na podstawie wybranych hipotez kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych. *Prace Wydziału Nauk Technicznych Bydgoskiego Towarzystwa Naukowego*, Seria B, nr 17, Bydgoszcz, 1993.
- [139] Talreja R.: Estimation of Weibull Parameters for Composite Material Strength and Fatigue Life Data. *Fatigue of Fibrous Composite Materials*, ASTM STP 723, 1981, pp. 291-311.
- [140] Talreja R.: *Fatigue of composite materials*. TPC, Pennsylvania, 1987, p. 181.
- [141] Tanimoto T., Amijima S.: Progressive Nature of Fatigue Damage of Glass Fiber Reinforced Plastics. *J. of Composite Materials*, Vol. 9, October 1975, pp. 380-390.
- [142] Tanimoto T., Amijima S., Ishikawa H.: Fatigue life and its reliability of FRP under multi-step loading. *Composite Materials, Proc. Japan - U.S. Conference*, Tokyo, 1981, pp. 145-154.
- [143] Topoliński T.: Ocena trwałości zmęczeniowej Itamidu 35 w warunkach obciążeń stochastycznych i programowanych. *Rozprawa doktorska*, Politechnika Gdańska, Instytut Okrętowy, 1986.
- [144] Topoliński T.: O pewnej metodzie przyspieszonej oceny trwałości zmęczeniowej tworzyw konstrukcyjnych. VII Seminarium „Tworzywa sztuczne w budowie maszyn”, Kraków, 1994, ss. 383-388.
- [145] Topoliński T., Weiner W.: Programowane badania zmęczeniowe ogniwo przenośnika na tle wyników badań eksploatacyjnych. VI Konferencja nt. „Nowe kierunki modyfikacji i zastosowań tworzyw sztucznych”, Poznań, 1995, ss. 137-142.
- [146] Tsai G.C., Doyle J.F., Sun C.T.: Frequency Effects on the Fatigue Life and Damage of Graphite/Epoxy Composites. *J. Composite Materials*, Vol. 21, January 1987, pp. 2-13.
- [147] Vaziri R., Olson M. D., Anderson D. L.: A plasticity - based constitutive model for fibre - reinforced composite laminates. *J. of Composite Materials*, Vol. 25, May 1991, pp. 512-535.
- [148] Wang S.S., Chim E.S.M.: Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber SMC Composite. *J. of Composite Materials*, Vol. 17, March 1983, pp. 114-134.
- [149] Wang S.S., Goetz D.P., Corten H.T.: Shear Fatigue Degradation and Fracture of Random Short-Fiber SMC Composite. *J. of Composite Materials*, Vol. 18, January 1984, pp. 2-20.
- [150] Wang S.S., Suemasu H., Chim E.S.M.: Analysis of Fatigue Damage Evolution and Associated Anisotropic Elastic Property Degradation in Random Short-Fiber Composite. *J. of Composite Materials*, Vol. 21, December 1987, pp. 1084-1105.
- [151] Whitworth H.A.: Modeling Stiffness Reduction of Graphite/Epoxy Composite Laminates. *J. Composite Materials*, Vol. 21, April 1987, pp. 362-372.

- [152] Wilkins D.J., Wolff R.V., Shinozuka M., Cox E.F.: Realism in Fatigue Testing. The Effect of Flight-by-Flight Thermal and Random Load Histories on Composite Bonded Joints. *Fatigue of Composite Materials*, ASTM STP 569, 1975, pp. 307-322.
- [153] Yang J.N., Du S.: An Exploratory Study Into the Fatigue of Composites Under Spectrum Loading. *J. Composite Materials*, Vol. 17, November 1983, pp. 511-526.
- [154] Yang J.N., Jones D.L.: Effect of Load Sequence on the Statistical Fatigue of Composites. *AIAA Journal*, Vol. 18., No. 12, December 1980, pp. 1525- 1531.
- [155] Yang J.N., Jones D.L.: Load Sequence Effect on the Fatigue of Unnotched Composite Materials. *Fatigue of Fibrous Composite Materials*, ASTM STP 723, 1981, pp. 213-232.
- [156] Yang J.N., Jones D.L.: Load Sequence Effects on Graphite/Epoxy [+35]_{2s} Laminates. Long-Term Behavior of Composites. *ASTM STP 813*, 1983, pp. 246-262.
- [157] Yang J.N., Jones D.L., Yang S.H., Meskini A.: A Stiffness Degradation Model for Graphite/Epoxy Laminates. *J. of Composite Materials*, Vol. 24, July 1990, pp. 753-763.
- [158] Yang J.N., Sun C.T.: Proof Test and Fatigue of Unnotched Composite Laminates. *J. of Composite Materials*, Vol. 14, April 1980, p.168-176.
- [159] Yang J.N., Sun C.T.: Composite Laminates. *J. of Composite Materials*, Vol. 14, April 1980, pp. 168-176.
- [160] Ye L.: On Fatigue Damage Accumulation and Material Degradation in Composite Materials. *Composites Science and Technology*, 1989, pp. 339-350.
- [161] Zawadzki J. i inni: Problemy wyężenia i znużenia polimerów jako tworzyw konstrukcyjnych. PWN, Warszawa, 1978.
- [162] Zilch-Bremer H., Orth F., Ehrenstein G.W., Haldenwanger H.-G.: Auslegen und Bewerten von Ventildfedertellern aus CFK. *VDI Berichte Nr 852*, 1991, ss. 225-233.
- [163] Zok F., Shinozaki D.M.: Dilational damage accumulation during fatigue of polypropylene. *Journal of Materials Science*, No. 22, 1987, pp. 3995-4001.
- [164] Zysk Th., Zhao S. G., Ehrenstein G.W.: Struktur und Eigenschaften von elastomer-modifizierten Thermoplasten, *Kautschuk und Gummi Kunststoffe*. 45. Jahrgang, Heft 11/92, Heidelberg, pp. 943-950.
- [165] Żuchowska D.: Polimery konstrukcyjne - przetwórstwo i właściwości. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 1993.

ANALIZA TEORETYCZNA I BADANIA KUMULACJI USZKODZEŃ ZMĘCZENIOWYCH KONSTRUKCYJNYCH KOMPOZYTÓW POLIMEROWYCH

Streszczenie

W przedstawianej pracy analizą objęto badania teoretyczne i doświadczalne kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych konstrukcyjnych kompozytów polimerowych.

W ramach badań teoretycznych rozpatrzono nieenergetyczne kryteria zmęczenia i ich wykorzystanie w ocenie trwałości zmęczeniowej kompozytów. Omówiono hipotezy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych: liniowe i uogólnione, oparte na zmienności wielkości prognozujących (wytrzymałość resztkowa, moduł wytrzymałości, wielkości niemechaniczne), w tym oparte na założeniu istnienia linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych. Przedstawiono także analizę podejścia energetycznego w rozważaniach przebiegu procesu zmęczenia tych materiałów. Wskazano, że w ocenie trwałości zmęczeniowej podejście to jest najwłaściwsze.

W ramach badań doświadczalnych przedstawiono wyniki własne, obejmujące badania zmęczeniowe próbek wykonanych z poliestru wzmocnionego włóknami szklanymi o różnej kombinacji wzmocnienia (jednokierunkowe, maty i tkaniny szklane) i ogniów łańcucha wykonanych z poliamidu wzmocnionego krótkim włóknem szklanym. W obu przypadkach badania prowadzono przy obciążeniach jednoosiowych stałoamplitudowych i ze stopniowo narastającą amplitudą.

W analizie uzyskanych wyników szczególną uwagę zwrócono na zmienność wielkości energetycznych - energii dyssypacji i energii odkształcenia sprężystego. Stwierdzono możliwość konstrukcji energetycznych wykresów zmęczeniowych w układzie kumulowana energia dyssypacji - liczba cykli. Wykazano powiązanie funkcją potęgową poziomu obciążenia z jednostkowymi energiami dyssypacji lub odkształcenia sprężystego. Twierdzenie to poparto analizami wyników badań innych kompozytów polimerowych.

Zaproponowano opis fenomenologiczny pętli histerezy w oparciu o zapis Ramberga-Osgooda z wykorzystaniem: zmienności modułu stycznego, stałych z funkcji opisującej położenia szczytów górnych pętli w układzie współrzędnych $\Delta\varepsilon$ - $\Delta\sigma$ i stałych z próby monotonicznej. Stwierdzono dobrą średnią zgodność wyników obliczeń energii dyssypacji na podstawie zaproponowanego opisu i wyników eksperymentalnych.

Analizę zmienności kumulowanej energii dyssypacji wykorzystano do opisu hipotezy kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych opartej na założeniu istnienia linii stałych uszkodzeń zmęczeniowych. W obszarze przeprowadzonej weryfikacji stwierdzono dobrą zgodność trwałości zmęczeniowej obliczonej na podstawie tej hipotezy i trwałości eksperymentalnej. Stosunek trwałości obliczeniowej do trwałości doświadczalnej zawierał się w przedziale 0,97 - 1,15.

W pracy wskazano także na możliwość określenia bezpiecznej trwałości zmęczeniowej (powyżej 10^6 cykli) w sposób przyspieszony poprzez badania ze stopniowo narastającą amplitudą. Metoda ta polega na wyznaczeniu poziomu obciążenia stałoamplitudowego, przy którym wyraźnie ujawnia się zmiana charakteru przebiegu zmienności modułu dynamicznego lub współczynnika tłumienia.

THEORETICAL ANALYSIS AND RESEARCH OF FATIGUE DAMAGE ACCUMULATION OF CONSTRUCTIONAL POLYMER COMPOSITES

Summary

The monograph presents the theoretical and experimental study of the fatigue damage accumulation of the constructional polymer composites.

An energetic fatigue criteria and their usage in fatigue life evaluation of composites are considered in the theoretical part of the work. Linear and general, based on variation of a prognostic quantities (residual strength, strength modules and non-mechanical quantities), fatigue damage cumulation hypothesis are discussed. Discussion includes hypothesis based on an assumption of existing constant damage lines. Additionally analysis of the energetic approach in consideration of fatigue process course is presented. It is shown that this approach is the most suitable criterion of fatigue life.

Experimental results, containing fatigue testing of the specimens made from polyester resin filled with glass fibre with different reinforcement combination (unidirectional, glass mat and cloth) as well as chain links made from polyamide reinforcement by short glass fibre, are presented. The investigations were performed with both uniaxial loading constant and stepwise increasing amplitude.

Analysis of the results is focused especially on the variation of the energetic quantities: lost and strain energy. A possibility of a preparation of fatigue energetic charts in the co-ordinates: cumulative lost energy versus number of cycles is ascertained. The relationship between exponential function of load level and unit lost energy or strain energy is established. This statement is supported by analysis of experimental results obtained for other polymer composites.

Based on Ramberg-Osgood formulation, applying variation of tangent modules, functions constants describing the locations of loop tops in the co-ordinates $\Delta\epsilon$ versus $\Delta\sigma$ and constant from monotonic test, the phenomenological description of hysteresis loop is proposed. A good average agreement of lost energy calculations based on proposed approach and test results is ascertained.

The analysis of cumulative lost energy variation is used to formulate the hypothesis describing the fatigue damage accumulation based on an assumption of existing constant damage lines. Using this hypothesis, in the area of conducted verification, a good correlation of calculated fatigue life, and experimental data is obtained. The ratios of the calculated fatigue lifes to the experimental fatigue lifes are in the range of 0.97-1.15.

The possibility of evaluation of safe fatigue life (above 10^6 cycles) using accelerated method by stepwise increasing amplitude tests is also described. The method allows to predict the constant-amplitude load level, when the change of the variation of the dynamic modules or material dumping is clearly visible.

P

80550

