

OPEN ACCESS LIBRARY



Scientific International Journal of the World Academy
of Materials and Manufacturing Engineering
publishing scientific monographs in Polish or in English only

Published since 1998 as Studies of the Institute of Engineering Materials and Biomaterials

Volume 2, 2011

Maciej ROJEK

Metodologia badań diagnostycznych warstwowych materiałów kompozytowych o osnowie polimerowej



OPEN ACCESS LIBRARY

Scientific International Journal of the World Academy
of Materials and Manufacturing Engineering
publishing scientific monographs in Polish or in English only

Published since 1998 as Studies of the Institute of Engineering Materials and Biomaterials

Volume 2, 2011

Editor-in-Chief

Prof. Leszek A. Dobrzański – Poland

Editorial Board

Prof. Gilmar Batalha – Brazil
Prof. Emin Bayraktar – France
Prof. Rudolf Kawalla – Germany
Prof. Stanisław Mitura – Poland
Prof. Jerzy Nowacki – Poland
Prof. Ryszard Nowosielski – Poland
Prof. Jerzy Pacyna – Poland

Prof. Zbigniew Rdzawski – Poland
Prof. Maria Richert – Poland
Prof. Maria Helena Robert – Brazil
Prof. Mario Rosso – Italy
Prof. Bozo Smoljan – Croatia
Prof. Mirko Sokovic – Slovenia
Prof. Leszek Wojnar – Poland

Patronage



World Academy of Materials and Manufacturing Engineering



Association of Computational Materials Science and Surface Engineering



Institute of Engineering Materials and Biomaterials of the Silesian University
of Technology, Gliwice, Poland

Abstracting services

Journal is cited by Abstracting Services such as:



The Directory of Open Access Journals

Reading Direct

This journal is a part of Reading Direct, the free of charge alerting service which sends tables of contents by e-mail for this journal and in the promotion period also the full texts of monographs. You can register to Reading Direct at

www.openaccesslibrary.com

Journal Registration

The Journal is registered by the Civil Department of the District Court in Gliwice, Poland

Publisher



International OCSCO World Press
Gliwice 44-100, Poland, ul. S. Konarskiego 1 8a/366
e-mail: info@openaccesslibrary.com

Bank account: Stowarzyszenie Komputerowej Nauki o Materiałach i Inżynierii Powierzchni
Bank name: ING Bank Śląski
Bank address: ul. Zwycięstwa 28, 44-100 Gliwice Poland
Account number/IBAN CODE: PL 76105012981000002300809767
Swift code: INGBPLPW
Gliwice

© 2010 International OCSCO World Press. All rights reserved

© The paper used for this Journal meets the requirements of acid-free paper Printed in Poland

Maciej ROJEK

**Metodologia badań
diagnostycznych warstwowych
materiałów kompozytowych
o osnowie polimerowej**



METODOLOGIA BADAŃ
DIAGNOSTYCZNYCH WARSTWOWYCH
MATERIAŁÓW KOMPOZYTOWYCH
O OSNOWIE POLIMEROWEJ

OPINIODAWCY:

Prof. dr hab. inż. Józef Koszkul

(Politechnika Częstochowska)

Prof. dr hab. inż. Marian Żenkiewicz

(Uniwersytet Kazimierza Wielkiego w Bydgoszczy)

ISSN 2083-5191

ISBN 83-89728-89-3

EAN 9788389728890



SPIS TREŚCI

Streszczenie	5
Abstract	7
1. Wprowadzenie	9
2. Degradacja tworzyw polimerowych	11
3. Nieniszczące metody badań polimerów	32
3.1. Metoda ultradźwiękowa	32
3.2. Metoda termowizyjna	32
3.3. Metoda radiologiczna	33
3.4. Badania wizualne	34
3.5. Metoda penetracyjna	36
3.6. Metoda prądów wirowych	37
4. Diagnostyka ultradźwiękowa	38
5. Diagnostyka termowizyjna	62
5.1. Promieniowanie ciepłe	64
5.2. Emisyjność	69
6. Wnioski z analizy literatury	79
7. Teza i cel pracy	81
8. Program badań własnych	82
8.1. Badania degradacji cieplnej	82
8.2. Badania zmęczeniowe	83
8.3. Badania wytrzymałości na zginanie	83
8.4. Badania ultradźwiękowe	84
8.5. Badania termowizyjne	84
9. Stanowiska badawcze	85
9.1. Stanowisko do badań zmęczeniowych	85
9.2. Stanowisko do badań degradacji cieplnej	86
9.3. Stanowisko do badań ultradźwiękowych	87
9.4. Stanowisko do badań termowizyjnych	88
10. Metodyka badań doświadczalnych	91
10.1. Wykonanie próbek do badań	91
10.2. Metodyka badań degradacji cieplnej	92
10.3. Metodyka badań zmęczeniowych	92



METODOLOGIA BADAŃ
DIAGNOSTYCZNYCH WARSTWOWYCH
MATERIAŁÓW KOMPOZYTOWYCH
O OSNOWIE POLIMEROWEJ

10.4. Metodyka badań własności kompozytów	96
epoksydowo-szklanych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo metodą ultradźwiękową	
10.5. Metodyka badań własności kompozytów	98
epoksydowo-szklanych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo metodą termowizyjną	
11. Wyniki badań i ich analiza	103
11.1. Zależność prędkości propagacji fali ultradźwiękowej	103
od czasu starzenia	
11.2. Zależność prędkości propagacji fali ultradźwiękowej	104
od liczby cykli zmęczeniowych	
11.3. Zależność współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej	105
od liczby cykli zmęczeniowych	
11.4. Zależność wytrzymałości na zginanie od czasu starzenia	106
11.5. Zależność naprężeń gnących od liczby cykli zmęczeniowych ...	108
11.6. Badania termowizyjne kompozytów degradowanych	111
cieplnie i zmęczeniowo	
12. Wyznaczanie relacji diagnostycznej oceny stanu	114
wytrzymałości badanych materiałów kompozytowych	
12.1. Wyznaczanie relacji diagnostycznych	114
w badaniach ultradźwiękowych	
12.2. Wyznaczanie relacji diagnostycznych w badaniach	119
termowizyjnych	
13. Podsumowanie i wnioski z badań własnych	124
14. Perspektywy wykorzystania metodyki badań	127
diagnostycznych w układach technicznych	
Literatura	136

Metodologia badań diagnostycznych warstwowych materiałów kompozytowych o osnowie polimerowej

Maciej Rojek*

Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Politechnika Śląska,
ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Polska

* Adres korespondencyjny: Adres e-mail: maciej.rojek@polsl.pl

Streszczenie

***Cel:** Celem pracy było opracowanie metodologii oceny stopnia utraty własności wytrzymałościowych konstrukcyjnych kompozytów polimerowych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo metodami nieniszczącymi. Opracowano metodę diagnozowania kompozytów epoksydowo-szklanych przy użyciu defektoskopu ultradźwiękowego i kamery termowizyjnej w warunkach obciążenia zmęczeniowego i cieplnego.*

***Projekt/metodologia/podejście:** Do badań wykorzystano kompozyt epoksydowo-szklany. Metodę diagnostyczną oparto na nieniszczących badaniach ultradźwiękowych i termowizyjnych. W badaniach wykorzystano komory termiczne do badań degradacji cieplnej, stanowisko do badań zmęczeniowych, defektoskop ultradźwiękowy oraz głowice ultradźwiękową o częstotliwości 2,25 MHz, kamerę termowizyjną produkcji „Flir Systems” (Szwecja), współpracującą z komputerem PC wraz z oprogramowaniem („Researcher Professional 2.9”). Na podstawie nieniszczących badań ultradźwiękowych kompozytu degradowanego cieplnie i zmęczeniowo wyznaczono następujące zależności: prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od czasu degradacji cieplnej, prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych, współczynnik tłumienia fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych, wytrzymałości na zginanie od czasu degradacji cieplnej, wielkość naprężeń gnących od liczby cykli zmęczeniowych. W badaniach termowizyjnych analizowano zależności prędkość wzrostu temperatury próbki i czas stabilizacji temperatury od stopnia degradacji cieplnej i zmęczeniowej badanych kompozytów. Powyższe zależności posłużyły do opracowania relacji diagnostycznych oceny stanu wytrzymałości kompozytu epoksydowo-szklanego metodą ultradźwiękową i termowizyjną.*

Osiągnięcia: Oryginalnym podejściem Autora było opracowanie metodologii umożliwiającej ocenę stopnia wyczerpania własności wytrzymałościowych, kompozytów degradowanych cieplnie i zmęczeniowo, w których w czasie eksploatacji pojawiają się rozproszone wady mikroskopowe.

Ograniczenia badań/zastosowań: Założeniem opracowanej metodologii była możliwość oceny stanu konstrukcji w warunkach poligonowych. Ze względu na niewielkie gabaryty urządzeń pomiarowych wytypowano dwie techniki – badania termowizyjne i ultradźwiękowe. Ograniczeniem tych metod jest konieczność wykonania indywidualnych relacji diagnostycznych kompozytów, z których wykonana zostanie oceniana konstrukcja.

Praktyczne zastosowania: Wyniki badań mogą zostać wykorzystane do opracowania skutecznej metody oceny utraty własności wytrzymałościowych polimerowych kompozytów konstrukcyjnych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo przy pomocy defektoskopu ultradźwiękowego i kamery termowizyjnej, co umożliwi zwiększenie niezawodności i bezpieczeństwa ich działania.

Oryginalność/wartość: Metody badań ultradźwiękowych i termograficznych są wykorzystywane głównie do lokalizacji wad makroskopowych powstałych na etapie wytwarzania polimerowych kompozytów konstrukcyjnych. Dotychczas nie opracowano skutecznej nieniszczącej metody oceny stopnia utraty zdolności nośnych konstrukcji z polimerowych kompozytów konstrukcyjnych szczególnie w warunkach ich eksploatacji.

Słowa kluczowe: Konstrukcyjne kompozyty polimerowe; Degradacja cieplna i zmęczeniowa; Ultradźwięki; Termowizja

Cytowania tego artykułu powinny być podane w następujący sposób:

M. Rojek, Metodologia badań diagnostycznych warstwowych materiałów kompozytowych o osnowie polimerowej, *Open Access Library, Volume 2, 2011, str. 1-148.*

Methodology of diagnostic testing of polymeric matrix laminated composite materials

Maciej Rojek*

Institute of Engineering Materials and Biomaterials, Silesian University
of Technology, ul. Konarskiego 18a, 44-100 Gliwice, Poland

* Corresponding author: E-mail address: maciej.rojek@polsl.pl

Abstract

Purpose: The purpose of the work was to develop non-destructive assessment methodology of the degree of strength properties decrease of structural polymeric composites due to thermal and fatigue degradation. Diagnostic method of epoxy-glass composites degraded under thermal and fatigue loads was elaborated using ultrasonic flaw detector and thermovision camera.

Design/methodology/approach: In the research programme epoxy-glass composite was applied. Diagnostic method was based on non-destructive ultrasonic and thermovision testing. In the research programme heating chambers to thermal degradation testing, fatigue apparatus, ultrasonic flaw detector with testing heads working with 2,25MHz frequency and thermovision camera with computer system were used. Basing on non-destructive testing of thermally and by fatigue degraded composite the following dependences were determined: velocity of ultrasonic wave propagation on thermal degradation time, velocity of ultrasonic wave propagation on number of fatigue cycles, ultrasonic wave damping coefficient on number of fatigue cycles, flexural strength on thermal degradation time and flexural stresses level on number of fatigue cycles. In thermovision research the following dependences were analysed: temperature increase rate and temperature stabilisation time on the degree of thermal or fatigue degradation of tested composites. Above mentioned dependences were applied to elaborate diagnostic relations assessing strength state of epoxy-glass composite using ultrasonic and thermovision method.

Findings: The original author's achievement was development the methodology enabling the assessment of strength properties exhaustion of composites degraded thermally and by fatigue in which dispersed microscopic imperfections appear in exploitation time.

Research limitations/implications: *The assumption accepted in methodology preparation was the possibility of construction state assessment in natural working conditions. Because of small apparatuses dimensions two techniques were chosen – thermovision and ultrasonic testing. The limitation of these techniques is the necessity of preparation of individual diagnostic relations for all composites of which the tested structure is made.*

Practical implications: *Research results may be applied to develop efficient method of assessing the degree of strength properties decrease of structural polymer composites degraded thermally and by fatigue with ultrasonic flaw detector and thermovision camera, what will enable to increase composites operational reliability and safety.*

Originality/value: *Ultrasonic and thermographic methods are applied mainly for macroscopic flaws localisation which arise in manufacturing process of polymeric structural composites. Up till now no efficient non-destructive method was elaborated to assess the degree of load capacity decrease of polymeric structural composites, especially in operational conditions.*

Keywords: *Structural polymeric composites; Thermal and fatigue degradation; Ultrasounds; Thermovision*

Reference to this paper should be given in the following way:

M. Rojek, Methodology of diagnostic testing of polymeric matrix laminate composite materials, Open Access Library, Volume 2, 2011, pp. 1-148 (in Polish).

1. Wprowadzenie

Popularność tworzyw polimerowych jako materiałów konstrukcyjnych powoduje wzrost zapotrzebowania na wiedzę na temat trwałości materiałów, rozumianej jako okres zdolności pełnienia funkcji konstrukcyjnych wynikających z celowości ich stosowania. Możliwość pozyskania takiej wiedzy warunkuje prognozowanie okresu niezawodnej pracy elementów konstrukcyjnych oraz systemów je zawierających. Problem trwałości jest szczególnie istotny w odniesieniu do elementów konstrukcyjnych, których funkcje oraz warunki pracy przyczyniają się do zmiany ich własności oraz charakterystyk użytkowych. Zmiany te związane są z procesami zachodzącymi w tworzywie tych elementów i jest regułą, że mają charakter degradacji. Trwałość elementów konstrukcyjnych stosowanych w budowie maszyn, budownictwie, aparaturze chemicznej, przesyłowych instalacjach rurociągowych związana jest przede wszystkim ze zdolnością do pełnienia funkcji nośnych, to znaczy przenoszenia roboczych obciążeń mechanicznych, często w uciążliwych warunkach termicznych i narażenia na agresywne oddziaływanie otoczenia. W zależności od specyfiki procesu degradacji utrata zdolności nośnych może nastąpić w sposób gwałtowny, (katastroficzny) lub też stopniowy, w stosunkowo długim czasie, w którym następuje kumulacja skutków oddziaływania czynników degradacji. W celu określenia warunków gwałtownie przebiegającego zniszczenia prowadzone są próby niszczące tworzywa, dostarczające podstawowych charakterystyk wytrzymałościowych. Podczas degradacji stopniowej, niebezpieczeństwo polega na quasi-statycznym i trudnym do zaobserwowania stopniowym obniżaniu własności wytrzymałościowych tworzywa do poziomu, w którym warunki pracy okazują się niszczące. Przykładami procesów wyzwalających taki długoczasowy mechanizm degradacji są procesy korozji chemicznej i naprężeniowej, erozji, starzenia, zmęczenia itp. W przypadku procesów prowadzących do widocznych zmian powierzchniowych na ogół stopień ich zaawansowania możliwy jest do oceny za pomocą pomiarów i obserwacji podczas okresowych przeglądów. Gdy degradacja postępuje w sposób rozproszony w obszarze elementu, bez widocznych zmian zewnętrznych cech fizycznych czy geometrycznych, klasyczny przegląd stanu konstrukcji może nie ujawnić stanu zagrożenia. Wtedy ocena stanu elementu czy zespołu konstrukcyjnego bywa formułowana na podstawie badań podstawowych tworzywa lub symulacyjnych elementów w warunkach laboratoryjnych. Ma ona charakter statystyczny i uwarunkowana jest znajomością historii eksploatacyjnych czynników degradacji. Oceny wypracowane tą drogą cechuje duża niepewność [8,42-44,50,88,90,99,131]. Wynika stąd potrzeba

poszukiwania nieniszczących metod oceny bezpośredniej stopnia degradacji wytrzymałościowej materiałów konstrukcyjnych. Autor podjął taką próbę z zastosowaniem techniki ultradźwiękowej i termowizyjnej. Poszukiwania metody diagnozowania stanu materiału odniesiono do polimerowych kompozytów konstrukcyjnych poddanych degradacji cieplnej oraz obciążeniom zmęczeniowym. Wyniki tych prac opublikowano w czasopismach krajowych i zagranicznych [65,86,109,110,147-166,186,201-220].

W pracy dokonano przeglądu procesów degradacji tworzyw sztucznych wywołanych zespołem czynników wpływających na degradację, a przede wszystkim ciepłem, światłem, wilgocią, działaniem chemikaliów, zmęczeniem pod wpływem długotrwałych obciążeń statycznych i dynamicznych. Zasadniczą uwagę skupiono na metodach wykrywania zmian własności wytrzymałościowych metodami badań nieniszczących.

2. Degradacja tworzyw polimerowych

Znane są trzy podstawowe procesy niszczenia łańcuchów polimerowych, prowadzące do zmniejszenia masy cząsteczkowej polimerów [138,176]. Są to procesy depolimeryzacji, destrukcji i degradacji. Reakcja depolimeryzacji jest przeciwieństwem polimeryzacji i polega na termicznym rozkładzie polimeru do monomeru. Proces destrukcji polega na rozkładzie łańcuchów polimerowych z wydzieleniem niskocząsteczkowych związków innych niż monomer. Destrukcja polimeru może być wywołana czynnikami fizycznymi (ciepło, promieniowanie świetlne i wysokoenergetyczne) lub chemicznymi (tlen, kwasy i zasady). Degradacją nazywa się częściowy rozkład polimeru nie na produkty małowcząsteczkowe, lecz na fragmenty o dużych, ale mniejszych od wyjściowego polimeru, masach cząsteczkowych. Czynniki inicjującymi degradację mogą być oddziaływania fizyczne (naprężenia, ciepło, promieniowanie wysokoenergetyczne) jak i chemiczne (tlen, agresywne media). W czasie eksploatacji tworzyw polimerowych z wymienionych procesów niszczenia łańcuchów polimerowych najczęściej zachodzą procesy degradacji. Jak wspomniano, degradacja polimerów jest procesem, w wyniku którego makrocząsteczki ulegają rozpadowi na mniejsze fragmenty [7,68,101,137,138,221]. Mogą być nimi cząsteczki polimeru o mniejszej masie cząsteczkowej lub produkty częściowego rozkładu o zmienionym składzie chemicznym, powstałe w wyniku odszczepienia lub przemiany niektórych podstawników. Szczególnym przypadkiem rozkładu polimerów jest reakcja depolimeryzacji prowadząca do powstania monomeru. Rozkład polimerów przebiegający w sposób celowy i kontrolowany może mieć znaczenie praktyczne, ułatwiając operacje przetwórcze lub odzyskiwanie merów z polimerów, np. metakrylanu metylu z polimetakrylanu metylu. Natomiast niekontrolowana degradacja polimerów jest procesem szkodliwym, ograniczającym ich praktyczne zastosowanie [222,225].

W niektórych publikacjach [63,113] proces degradacji, szczególnie termicznej, utożsamiany jest ze starzeniem. W pracy wzięto pod uwagę zmiany własności kompozytów warstwowych wywołane długotrwałym oddziaływaniem ciepła oraz zmęczeniem. W odniesieniu do tych procesów będą używane określenia „**degradacja cieplna**” oraz „**degradacja zmęczeniowa**”.

Degradacja jest to proces zmian strukturalnych, mogących być wynikiem przemian fizycznych lub chemicznych, zachodzących w tworzywach polimerowych pod wpływem długotrwałego działania czynników zewnętrznych, takich jak: ciepło, tlen, ozon,

promieniowanie świetlne, promieniowanie wysokoenergetyczne, promienie UV, substancje chemiczne, w tym również woda i para wodna oraz naprężenia mechaniczne, a szczególnie cyklicznie zmieniające się naprężenia dynamiczne (prowadzące do zmęczenia materiału), wywołujących pogorszenie pierwotnych własności użytkowych [30,32,61,63,71,115,133].

Najczęściej oddziaływania te mają charakter synergiczny i skutkują interakcjami pomiędzy poszczególnymi bodźcami. Taki przebieg degradacji występuje w większości przypadków w zastosowaniach tworzyw utwardzalnych i ich kompozytów, np: oddziaływanie ciepła powoduje przyspieszenie degradacji zmęczeniowej, naprężenia wewnętrzne intensyfikują degradację cieplną, agresywne środowisko wpływa na przyspieszenie degradacji cieplnej czy zmęczenia kompozytów. W praktyce spotykane są o wiele bardziej skomplikowane układy czynników degradacyjnych. Kompozyty polimerowe stosowane na elementy statków i jachtów narażone są na przykład na jednoczesne działanie naprężeń mechanicznych, promieniowania (w tym UV), podwyższonej temperatury, wody morskiej oraz mikroorganizmów [85]. Podczas degradacji w naturalnych warunkach klimatycznych najczęściej trudno wyodrębnić, który z wymienionych czynników ma dominujący wpływ, gdyż działają one jednocześnie, np. w okręgach przemysłowych w powietrzu znajdują się czynniki agresywne, takie jak di- i tritlenek siarki ($-SO_i$; SO_2), tlenki azotu, tlenek węgla, które w połączeniu z wilgocią tworzą mocne kwasy nieorganiczne [28,29,221].

Proces degradacji powoduje zmiany w polimerze najczęściej nieodwracalne, będące wynikiem reakcji chemicznych, takich jak: sieciowanie, utlenianie cieplne, cięcie łańcuchów, a nawet destrukcja [113,225].

Degradacja tworzyw sztucznych jest wyjaśniona przede wszystkim od strony zmian w budowie cząsteczkowej tworzywa, które polegają w głównej mierze na spadku masy cząsteczkowej, zmniejszaniu się sił wiązań grup bocznych oraz przebudowie struktury morfologicznej. Ponadto negatywne skutki degradacji tworzywa związane są z przemianami fazowymi, efektami reotermicznymi oraz ze zmianą naprężeń wewnętrznych. Niszczenie kompozytów polimerowych wynika też ze zjawisk zachodzących na granicy poszczególnych faz; w takim wypadku najczęstszym skutkiem oddziaływania czynników degradacyjnych jest utrata więzi adhezyjnej pomiędzy osnową polimerową, a wzmocnieniem.

Należy jednak zaznaczyć, że w niektórych przypadkach w pierwszej fazie degradacji czynnik degradujący wpływa na poprawę pewnych własności materiału, zwłaszcza wytrzymałości mechanicznej. Odbywa się to przez dodatkowe usieciowanie struktury tworzywa pod wpływem, na przykład, ciepła. Dopiero w późniejszej fazie dają o sobie znać inne procesy, np. nadmierne usieciowanie lub zmniejszanie masy cząsteczkowej, co powoduje, że badane własności ulegają pogorszeniu.

Spośród spotykanych w literaturze metod badawczych można wyróżnić następujące badania:

- przeprowadzane w warunkach odpowiadających warunkom zastosowania danego tworzywa,
- trwałości termoplastów, rzadziej tworzyw termoutwardzalnych, podczas oddziaływania czynników pogodowych w różnych strefach klimatycznych,
- wpływu stabilizatorów na prędkość starzenia,
- wpływu ciepła oraz specjalnych środowisk i prognozowanie własności na podstawie pomiarów krótkotrwałych,
- oddziaływania wielu czynników jednocześnie,
- zastosowania analizy statystycznej przy opracowywaniu wyników pomiarów.

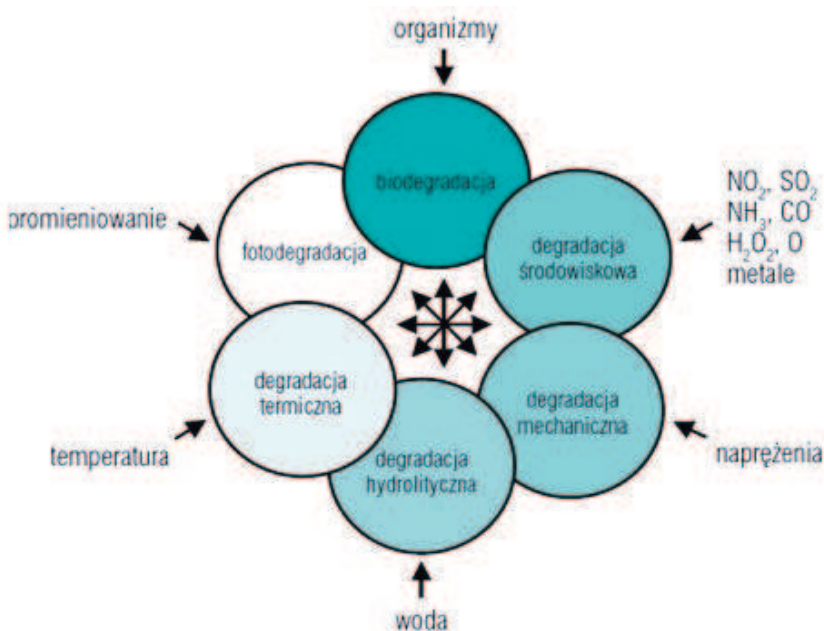
Opracowywane są procedury analizy statystycznej pozwalające na transponowanie wyników uzyskanych podczas prowadzenia testów starzeniowych do odmiennych warunków i czasu degradacji.

Zmiany strukturalne w polimerze mogą być wynikiem przemian chemicznych lub fizycznych zachodzących podczas przetwórstwa, magazynowania oraz eksploatacji [51,139,177,180]. Powodują one utratę pierwotnych własności, czego pierwszym widocznym znakiem są zmiany barwy, np. żółknięcie, i połysku – zmatowienie, zachodzące na powierzchni polimerów. W celu zwiększenia odporności polimeru na wymienione wyżej czynniki używa się różnych sposobów modyfikacji polimerów zarówno metodami chemicznymi, jak i fizycznymi. Jedną z najważniejszych metod jest modyfikacja za pomocą różnych dodatków, którymi mogą być np. stabilizatory, antyutleniacze, absorbery UV.

Tworzywa polimerowe są w różnym stopniu podatne na degradację. Może ona zachodzić w wyniku działania różnych czynników fizycznych, chemicznych, biologicznych. Czynniki inicjujące degradację polimerów oraz wynikające z tego rodzaje degradacji zestawiono na rysunku 2.1.

Każdy rodzaj degradacji polimeru charakteryzuje się specyficznym molekularnym mechanizmem, przy czym w degradację jednego materiału polimerowego mogą być zaangażowane równocześnie różne mechanizmy. Szybkość rozkładu polimerów zależy przede wszystkim od ich własności fizycznych i chemicznych. Bardziej podatne na degradację są polimery amorficzne niż krystaliczne. Szybciej degradowane są polimery o liniowej budowie niż rozgałęzione. Im wyższa masa cząsteczkowa polimeru, tym rozkład jest wolniejszy. Podatność na degradację uzależniona jest od obecności w cząsteczce

określonych grup chemicznych. Łatwo hydrolizujące grupy estrowe, amidowe, mocznikowe przyspieszają rozkład polimeru [222, 225].



Rysunek 2.1. Czynniki wpływające na degradację tworzyw polimerowych i jej rodzaje [173]

Pomiędzy poszczególnymi rodzajami degradacji istnieją silne powiązania. Zwykle ma się tu do czynienia z kilkoma rodzajami degradacji jednocześnie. Typowym przykładem takiej sytuacji może być jednoczesne działanie światła, tlenu i innych czynników atmosferycznych lub równoczesny wpływ ciepła, sił mechanicznych i tlenu [137,222].

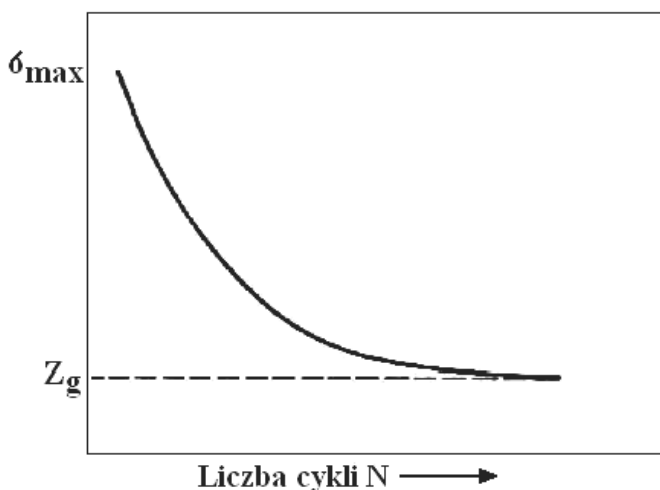
W związkach wielkocząsteczkowych, jak już wspomniano wcześniej, podczas procesu degradacji następuje pogorszenie własności fizykochemicznych. Zarówno w przypadku syntetycznych polimerów jak i biopolimerów pojęcie degradacja oznacza pogorszenie funkcjonalności materiału polimerowego. Ze względu na sposób inicjowania procesy degradacji polimerów dzieli się na degradację: mechaniczną, zmęczeniową cieplną (termiczną) fotochemiczną, atmosferyczną, pod wpływem promieniowania wysokoenergetycznego, biologiczną i chemiczną.

Degradacja zmęczeniowa jest efektem oddziaływania na kompozyty obciążeń cyklicznie zmiennych [26,88,99,185]. Badania zmęczeniowe prowadzi się w celu określenia

wytrzymałości zmęczeniowej materiału, szczególnie jest to niezbędne przy projektowaniu konstrukcji narażonych na zmienne obciążenia. Badanie wytrzymałości na zmęczenie materiału prowadzi się, poddając próbkę sinusoidalnie zmiennym obciążeniami rozciągającym, ściskającym, zginającym lub skręcającym. W wyniku takiego procesu materiał może ulec zniszczeniu.

W badaniach przyjmuje się zazwyczaj stałą amplitudę naprężeń lub stałą amplitudę odkształceń. Wytrzymałość zmęczeniową, Z , wyznacza się z krzywej Wöhlera sporządzonej w układzie współrzędnych $\sigma = f(N)$ (rys. 2.2) względnie $\varepsilon = f(N)$, lub $\varepsilon = f(\lg N)$. Wytrzymałość zmęczeniowa, Z_g , danego materiału jest to największe amplitudalne naprężenie, jakie może przenieść próbka, nie ulegając zniszczeniu po N_G cyklach obciążeń lub odkształceń.

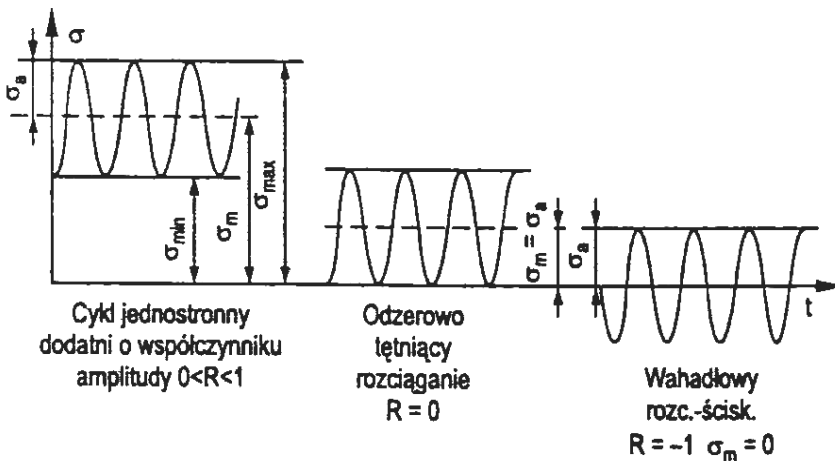
Badania zmęczeniowe można przeprowadzić z różnymi rodzajami obciążeń, częstościami naprężeń lub odkształceń, postaciami cyklicznej fali lub ze stałą amplitudą naprężeń lub stałą amplitudą odkształceń [144].



Rysunek 2.2. Krzywa zmęczeniowa Wöhlera [226]

Na rysunku 2.3. przedstawiono programy sinusoidalne zmiennych obciążeń, z zaznaczonymi naprężeniami maksymalnymi, minimalnymi, średnimi i amplitudami cykli. Stosunek naprężeń minimalnych do maksymalnych jest *współczynnikiem asymetrii cyklu*:

$$R = \sigma_{min} / \sigma_{max}.$$



Rysunek 2.3. Programy sinusoidalne zmiennych obciążeń [226]

Obciążeniom okresowo zmiennym tworzyw polimerowych towarzyszą nieodwracalne procesy termokinetyczne, które uzewnętrzniają się w postaci pętli histerezy. Generowane jest ciepło, które w większości kumuluje się w materiale. Ciepło to wywołuje wzrost temperatury, szczególnie w środkowej części próbki.

Kompozyt z dużą zawartością włókien, zorientowanych w kierunku działania obciążenia, wykazuje małe odkształcenia niesprężyste i wówczas w czasie obciążeń zmiennych powstaje mała ilość ciepła, szczególnie jeśli jest mała częstotliwość (do 10 Hz). Kompozyt o małej zawartości włókien i obciążony w kierunku różnym do kierunku ułożenia włókien wykazuje duże odkształcenia i znaczną pętlę histerezy, co powoduje wzrost temperatury już przy częstotliwości 5 Hz.

Mechanizm niszczenia kompozytu w czasie badań jest bardzo złożony, ponieważ jest szereg wariantów jego propagacji – pęknięcie osnowy oraz włókna, delaminacja i dekohezja. Proces zmęczenia powoduje stopniową degradację struktury kompozytu, co objawia się zmniejszeniem jego sztywności. Mechanizmy niszczenia polimerowych kompozytów konstrukcyjnych zależą od ułożenia wzmocnienia. Wyróżnia się:

- mechanizm niszczenia kompozytu monotropowego,
- mechanizm niszczenia kompozytu wzmocnionego tkaninami,
- uszkodzenia zmęczeniowe laminatów (kompozytów warstwowych),
- mechanizm niszczenia kompozytu o wzmocnieniu wielokierunkowym.

Mechanizm niszczenia kompozytu monotropowego pod wpływem obciążeń zmiennych jest zupełnie inny niż mechanizm niszczenia kompozytu o wzmocnieniu wielokierunkowym. W wyniku przyłożenia obciążenia jedynie rozciągającego w kierunku włókien niszczenie zależy od poziomu średnich naprężeń cyklu. W przypadku dużych wartości średnich naprężeń cyklu miejscem początku niszczenia jest powierzchnia na granicy osnowy kompozytu i włókna, gdzie istotne znaczenie mają więzi adhezyjne pomiędzy włóknem a osnową. Zerwanie włókna następuje wówczas, gdy naprężenia przewyższają wytrzymałość najsłabszego włókna w kompozycie. Zerwane włókno powoduje koncentrację naprężeń stycznych w mikroobszarze zerwanego końca, inicjując dalsze niszczenie adhezji włókna do osnowy i pękanie następnych włókien.

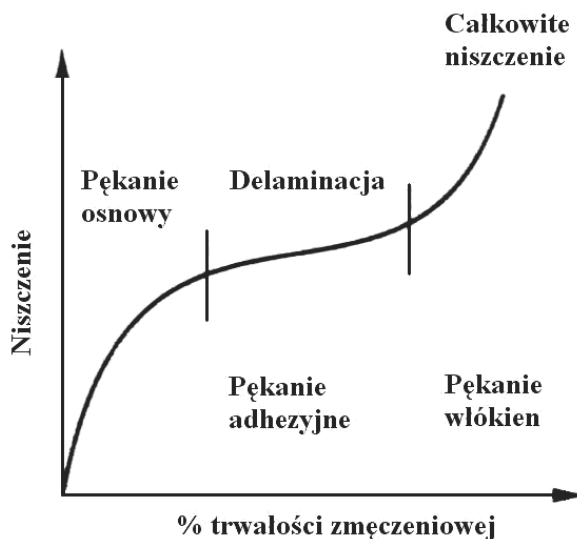
W przypadku cyklu o małym poziomie naprężeń średnich niszczenie następuje przez pękanie osnowy. Towarzyszy temu niszczenie w wyniku naprężenia stycznego na granicy faz włókno - osnowa. W kompozycie wzmocnionym włóknami z wysoką wytrzymałością adhezyjną osnowy do włókien, odkształcenia włókna i osnowy podczas obciążenia są jednakowe, podczas gdy naprężenia w tych dwóch składnikach różnią się znacznie (różne moduły sprężystości).

Proces niszczenia kompozytu wzmocnionego tkaninami, w którym pasma wątku przeplatają się z pasmami osnowy tkaniny, różni się od mechanizmu niszczenia kompozytu wzmocnionego krzyżowo. W kompozytach wzmocnionych tkaninami, obciążonymi wzdłuż osnowy tkaniny, poprzeczne pęknięcia są inicjowane podczas początkowego procesu zmęczenia. Pęknięcia rozwijają się wzdłuż poprzecznie usytuowanego wątku tkaniny. W makroobszarze, w którym przeplatają się wążek i osnowa tkaniny, jest lokalnie mniejsza sztywność niż w obszarze z prostymi pasmami, z takimi obszarami mamy do czynienia w tkaninie o splocie satynowym. Występują wtedy maksymalne odkształcenia w środku krzywizny pasm i inicjują poprzeczne pękanie. W następnym etapie pojawiają się pęknięcia wzdłuż pasma wątku, powodując ich wzrost, oraz powstają pęknięcia osnowy kompozytu wzdłuż pasm osnowy z powodu przewężania się (efekt Poissona) w wyniku rozciągania wzdłuż osnowy. Przewężenie to powoduje ściskanie wątku.

W miejscu przeplatania pasm wątku i osnowy rozwija się delaminacja wewnętrzna, powodująca w tych obszarach podłużne i poprzeczne pęknięcia, gdzie lokalne normalne naprężenia dodatnie są wywołane przez pasma wątku. Dopóki delaminacja występuje w ilościach śladowych, dopóty sztywność próbki nieznacznie zmniejsza się, lecz po dalszym obciążeniu zmęczeniowym następuje szybki spadek sztywności.

Złożonym mechanizmem niszczenia odznaczają się laminaty, czyli kompozyty warstwowe, w których pierwszy etap niszczenia to pęknięcie osnowy w warstwach, w których włókna wzmacniające nie są zgodne z kierunkiem działania przyłożonego obciążenia. Liczba tych pęknięć wzrasta wraz z liczbą zrealizowanych cykli obciążenia. Dalszy rozwój uszkodzenia zmęczeniowego to pojawienie się pęknięć wtórnych, zainicjowanych pęknięciami początkowymi osnowy, jeżeli uznaje się pęknięcie powstałe w etapie początkowym za pierwotne. Zwykle są one prostopadłe do pęknięć pierwotnych i występują na ich skrzyżowaniu z włóknem, powodując rozwarstwienie międzyfazowe. Wraz z przyrostem zrealizowanej liczby cykli postępuje łączenie pęknięć wtórnych, co powoduje w konsekwencji delaminację. Dynamika tego etapu jest zdecydowanie niższa od dynamiki etapu pierwszego. W wielu przypadkach prędkość przyrostu uszkodzenia zmęczeniowego jest stała. Przyrost opisanych pęknięć wszystkich typów następuje praktycznie we wszystkich warstwach. Prowadzi to do sytuacji, gdy obciążenie przenosić zaczynają niemal wyizolowane włókna, co powoduje niszczenie tych włókien, ich pęknięcie.

Z uwagi na różnorodność struktury kompozytu o wzmocnieniu wielokierunkowym istnieje kilka opisanych mechanizmów niszczenia w wypadku obciążenia rozciąganie-rozciąganie. Na rysunku 2.4 przedstawiono schematycznie procesy niszczenia kompozytów wskutek obciążenia cyklicznego.



Rysunek 2.4. Mechanizm niszczenia kompozytu warstwowego podczas zmęczenia

Warstwy w kompozycie zorientowane pod kątem 90° , w stosunku do kierunku rozciągania, niszczą się poprzez pęknięcia osnowy w pierwszym stadium rozciągania lub tworzą się pęknięcia po pewnej liczbie cykli, które powodują zmniejszenie sztywności kompozytu. Niszczenie osnowy w wewnętrznej warstwie kompozytu występuje wówczas, gdy orientacja włókien jest prostopadła do kierunku obciążenia.

Po dłuższym okresie cyklicznych obciążeń w kompozycie następuje proces łączenia się pęknięć osnowy i rozpoczyna się wzdłuż włókien niszczenie wiązań między włóknami i osnową oraz występuje delaminacja. Początki delaminacji mogą powodować wysokie naprężenia na granicy między warstwami. W wyniku tego powstają lokalne naprężenia w warstwie o orientacji 0° powodujące niszczenie włókna, przyspieszając proces niszczenia zmęczeniowego. Końcowym etapem zniszczenia jest zrywanie włókien o orientacji 0° , które jest efektem zniszczenia w warstwach adhezji włókna do osnowy. W pierwszej kolejności pęknięciu ulegają włókna najslabsze, powodując zwiększenie obciążenia włókien sąsiednich, w wyniku czego doznają one naprężenia niszczącego.

Proces niszczenia kompozytu warstwowego, prowadzący do zmiany jego wytrzymałości i sztywności, dzieli się na trzy charakterystyczne etapy:

Etap I - następuje duży spadek sztywności kompozytu wskutek pęknięcia osnowy;

Etap II - występuje mały spadek sztywności, spowodowany przez dodatkowe pęknięcie osnowy w warstwach kompozytu zorientowanych nieosiowo względem kierunku obciążenia. Na etapie tym występuje również utrata spójności między warstwami oraz delaminacja;

Etap III - etap ten charakteryzuje się znacznym obniżeniem sztywności wskutek dużego wzrostu pęknięć i delaminacji aż do pęknięcia włókien. Etap ten występuje przed całkowitym zniszczeniem zmęczeniowym.

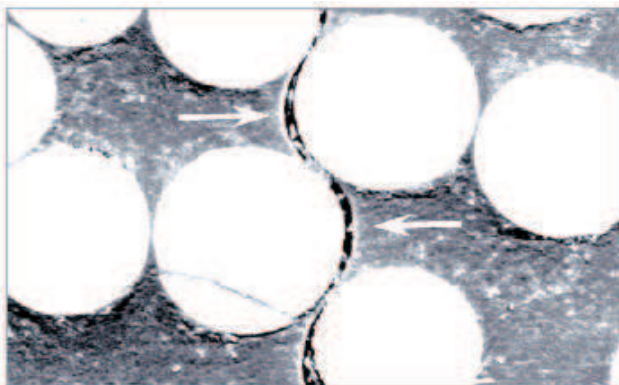
Degradacja mechaniczna dotyczy efektów makroskopowych zachodzących w polimerach pod wpływem działania naprężeń [5,26,66,118,119,198,200]. Powodem zmniejszenia wytrzymałości jest niejednorodność materiału, czyli występowanie w nim miejsc osłabionych, które są początkiem niszczenia materiału. Miejsca osłabione to: zakończenie łańcuchów, agregaty małocząsteczkowych frakcji polimeru, wtrącenia ciał obcych, resztki monomeru, rozpuszczalnika itp. W tych miejscach koncentrują się naprężenia w postaci mikrokarbów [12-15,59,188,192].

Makroskopowe zachowanie się kompozytu zależy w wyraźny sposób od jego budowy mikroskopowej, a w szczególności od orientacji włókien, ich rozmieszczenia w przekroju kompozytu i jednorodności własności włókna. Budowa mikroskopowa zależy z kolei

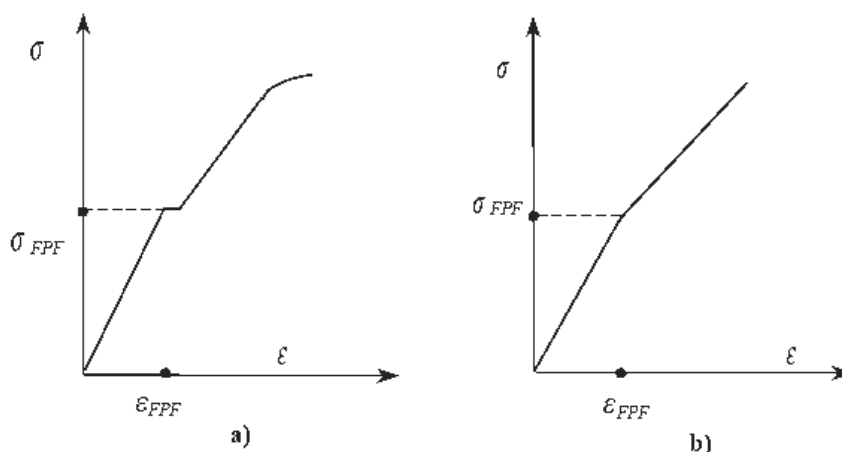
bezpośrednio od procesu technologicznego, a w zasadzie od zachowania ścisłych rygorów produkcyjnych. Jednak w praktyce produkcyjnej kompozytów (szczególnie przy produkcji metodą kontaktową) trudno zachować powtarzalne warunki przetwórstwa, w efekcie czego występuje w laminacie nierównomierny rozkład włókien wzmacniających, istotnie wpływający na własności wytrzymałościowe kompozytu [22].

Makroskopowo mierzalnym skutkiem tych kilkudziesięciu defektów jest duży rozrzut wartości charakterystyk wytrzymałościowych uzyskanych dla tego samego kompozytu [5,10,49,27,31,60,195]. Badania własności dwóch makroskopowych podobnych próbek mogą dać różnice od kilkunastu do stu kilkudziesięciu procent.

Pojedyncze rozproszone pęknięcia, podobne do pokazanych na rysunku 2.5, z reguły nie wywołują skutków w postaci widocznych zaburzeń przebiegu wykresu rozciągania lub zginania próbek. Dopiero kumulacja rozproszonych mikropeknięć, prowadząca do powstawania pęknięć naruszających grubość poszczególnych warstw kompozytu (około 0,1-1,0 mm w kierunku grubości próbki lub elementu konstrukcyjnego), może uwidocznić się na wykresie obciążania w postaci zmiany jego pochylenia lub uskołu (rys. 2.6). Jeżeli takie zaburzenie liniowości pojawi się na wykresie, to odpowiadającą jemu wartość naprężenia traktuje się jako początek powstawania nieodwracalnych uszkodzeń materiału [12,15,21,59,72,76,112,123-127,169,173]. W przypadku laminatów o złożonej, różnowarstwowej strukturze często mówi się o pęknięciu pierwszej warstwy, określanym jako osiągnięcie w materiale tzw. stanu FPF (*First Ply Failure*) [75].



Rysunek 2.5. Pęknięcia warstwy granicznej (tzw. *debonding*) w kompozycie poliestrowo-szklanym. Średnica widocznych włókien szklanych wynosi około 10 μm [66]



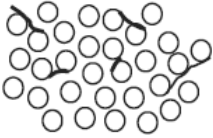
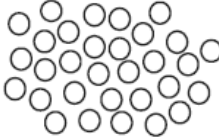
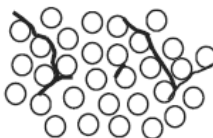
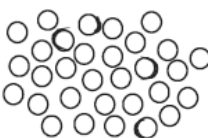

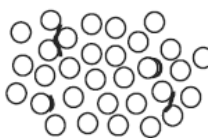


Rysunek 2.6. Dwa typowe wykresy rozciągania kompozytów z widocznym wpływem pęknięcia pierwszej warstwy (FPF) zaznaczającym się na wykresie w postaci uskoku (a) lub zmiany nachylenia (b) [6]

W tabeli 2.1. przedstawiono przebieg stopniowego łączenia się mikropęknięć prowadzących do tworzenia większych pęknięć, spełniających kryterium odkształceniowe FPF. Prezentowane obrazy zostały sporządzone na podstawie badań zmian mikrostruktury dwóch materiałów różniących się typem żywicy zastosowanej na osnowy polimerowego kompozytu konstrukcyjnego. Działające obciążenie powodowało monotoniczne rozciąganie w kierunku poziomym. Stąd wniosek, że żywica winyloestrowa jest znacznie bardziej odporna na tworzenie i rozwój mikropęknięć od żywicy poliestrowej.

Stan FPF pełni w niektórych materiałach kompozytowych rolę podobną do granicy plastyczności w metalach [75]. W laminatach wzmocnionych włóknem szklanym FPF występuje stosunkowo wcześnie, nawet przy odkształceniach kilkakrotnie niższych od odkształcenia niszczącego ϵ_r (często $\epsilon_{FPF} = 0,3-0,5\%$ wobec $\epsilon_r = 1,5-2,0\%$). Osiągnięcie stanu FPF oznacza, że w materiale pojawiły się pęknięcia otwarte, wychodzące na powierzchnię elementu (rys. 2.7), znacznie ułatwiające wnikanie różnych płynów z otoczenia do obszaru warstw nośnych, gdzie znajdują się wysokowytrzymałe, ale mało odporne na korozję włókna szklane, stanowiące przeważającą większość wzmocnień stosowanych w kompozytach. Uzyskanie zakładanej trwałości takich konstrukcji wymaga ograniczenia naprężeń do poziomu leżącego poniżej progu inicjacji mikropęknięć poprzecznych (rys. 2.8) z pewnym zapasem bezpieczeństwa, co w praktyce sprowadza

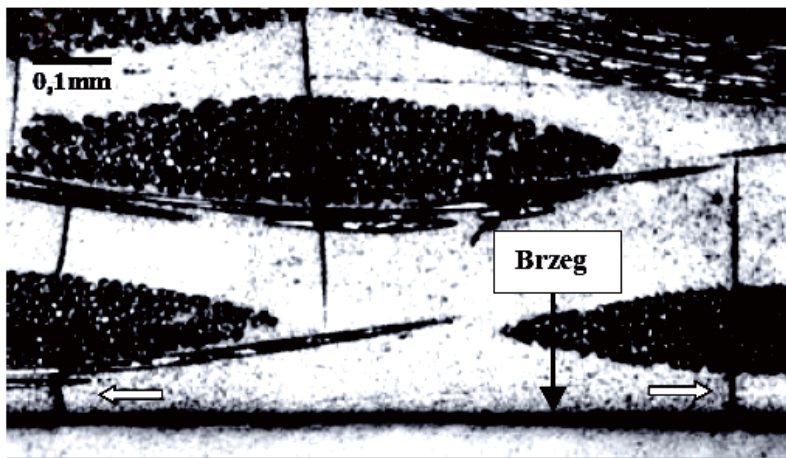
się do stosowania w projektowaniu współczynników bezpieczeństwa przyjmujących wartości z przedziału 6-15. Projektowanie elementów z kompozytów wzmocnionych włóknem szklanym na podstawie kryterium FPF oznacza dążenie do uzyskania dużej trwałości, niezawodności i odporności na działanie agresywnego środowiska przy częściowej lub całkowitej rezygnacji z cechy lekkości konstrukcji [60,66,87,116]. W wielu zastosowaniach kompozytów polimerowych trwałość i bezpieczeństwo eksploatacji są ważniejsze od obniżenia masy własnej konstrukcji możliwych do uzyskania dzięki tym materiałom.

Tabela 2.1. Rozwój uszkodzeń w kompozytach poliestrowo–szklanych i winyloestrowo–szklanych o strukturze [0/90/0]S poddanych próbie rozciągania [6]

Żywica poliestrowa	Żywica winyloestrowa	Odształcenie całk. [%]	
		Poliestr.	Winyloestr.
		0.30	0.30
		0.35	0.5
		0.4	0.6
		0.8	0.8

Na rysunkach 2.7 i 2.8 pokazano przykłady pęknięć, które powstały w laminatach pracujących w warunkach długotrwałego oddziaływania obciążeń i środowiska - oznaczają osiągnięcie lub przekroczenie w materiale stanu dopuszczalnego (pod względem charakteru i rozmiaru powstałego uszkodzenia struktury). Rysunek 2.7. obrazuje pęknięcia w rurociągach,

zbiornikach do substancji chemicznych, chemoodpornej aparaturze przemysłowej. Takie uszkodzenia są niedopuszczalne. Ocena niedopuszczalnych pęknięć jest dosyć trudna technicznie i przeważnie wymaga użycia zaawansowanych technik badawczych (analiza emisji akustycznej, badania mikroskopowe, badania radiograficzne).



Rysunek 2.7. Pęknięcia wychodzące na powierzchnię zewnętrzną płyty epoksydowej wzmocnionej tkaniną szklaną [66]



Rysunek 2.8. Pęknięcie warstwy ochronnej rury poliestrowo- szklanej [66]

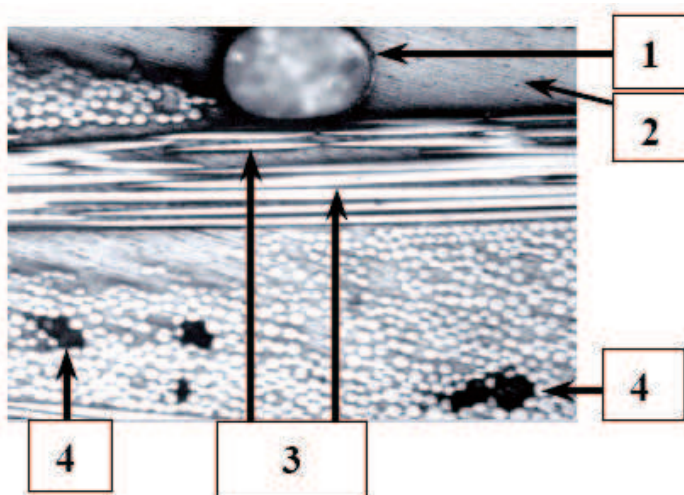
W elementach płytowych i powłokowych ściskanych w płaszczyźnie powłoki szczególnie niebezpieczne są uszkodzenia w postaci rozwarstwień, które mogą lokalnie obniżyć kilkakrotnie wytrzymałość na zginanie i sztywność zginania. Rozwarstwienia często w niewielkim stopniu wpływają na własności określane w próbach rozciągania i dlatego ocena materiału na podstawie takich prób jest mało przydatna do stwierdzenia podatności materiału na rozwój delaminacji. Jak wynika z powyższego, natura tych zjawisk zachodzących w materiale kompozytowym, które mogą w decydujący sposób wpływać na jego zdolność do przenoszenia obciążeń użytkowych i na trwałość, jest odmienna od procesów rozwoju uszkodzeń w konstrukcyjnych stopach metali.

Rzeczywista struktura materiału kompozytowego zawsze odbiega od modelowej. Niektóre typowe defekty technologiczne spotykane w laminatach pokazano na fotografii (rys. 2.9). Defekty technologiczne wywierają wpływ na własności kompozytów. Widoczne na rysunku 2.9. pęcherze i pustki z reguły obniżają wskaźniki wytrzymałości materiału. Wzrost udziału objętościowego porów o 1% obniża wytrzymałość niektórych laminatów na ścinanie międzywarstwowe nawet o 6-8%. Inne wskaźniki wytrzymałości również ulegają obniżeniu, ale przeważnie w mniejszym stopniu (2-3- krotnie mniejszym). Dlatego zawartość pustek stanowi jedno z kryteriów oceny jakości kompozytów.

Widoczna na rysunku 2.9. dyspersja orientacji włókien w paśmie (eliptyczne przekroje włókien o różnej długości osi elipsy) wywiera stosunkowo duży wpływ na rozrzut wartości wytrzymałości materiału. Miarą rozrzutu wartości wytrzymałości jest współczynnik zmienności, który określa się jako stosunek odchylenia standardowego wytrzymałości populacji badanych próbek od wartości średniej. Współczynnik zmienności wytrzymałości jest jedną z miar jakości materiału, szczególnie ważną w zastosowaniach o wymaganej dużej niezawodności (konstrukcje lotnicze, urządzenia ciśnieniowe itd.).

W materiałach kompozytowych poddanych długotrwałym obciążeniom statycznym lub zmęczeniowym występuje zjawisko stopniowych zmian wartości współczynników sprężystości, wskaźników wytrzymałości, charakterystyk tłumienia drgań i wielu innych własności materiału. Przyczyną tych zmian jest proces stopniowego rozwoju mikropęknięć i innych uszkodzeń materiału [13,19,24,87,127,184,190].

Ocenia się, że zmiany własności sprężystych kompozytów w okresie kilkudziesięciu lat przewidywanej eksploatacji mogą wynosić 10-50%. Zakres zmian wytrzymałości może być podobny. Kompozyty jednokierunkowe obciążone zgodnie z kierunkiem ułożenia włókien są bardziej odporne na zmiany własności. Większą podatność na takie zmiany wykazują kompozyty zawierające warstwy o różnej strukturze i orientacji [23,66].



Rysunek 2.9. Defekty technologiczne w kompozycie winyloestrowo-szklanym o wzmocnieniu z tkaniny: 1 - pęcherz, 2 - obszar niewzmocnionej żywicy, 3 - eliptyczne przekroje włókien szklanych o różnej długości osi elipsy świadczą o dyspersji orientacji włókien w paśmie rovingu tworzącym mały kąt z płaszczyzną obserwowanego szlif, 4 - niewypełnione przez żywicę obszary pomiędzy włóknami [66]

Degradacja cieplna (termiczna) zachodzi wówczas, gdy tworzywo polimerowe pod wpływem ciepła w podwyższonej temperaturze zmienia swoje własności. Proces ten zachodzi bez udziału czynników chemicznych. Tworzywa polimerowe rzadko są chemicznie czyste, zwykle zawierają dodatkowe składniki takie jak barwniki, napelniacze, stabilizatory itp. lub zanieczyszczenia. Te dodatkowe komponenty znajdujące się w tworzywie mogą reagować w podwyższonej temperaturze z polimerem [2,33,77,120,142,187]. Modele tej degradacji przedstawiają proces jako zjawisko wieloetapowe. Działanie ciepła na polimery może mieć wpływ na wiązania łańcucha głównego (zwykle wiązania atomów węgla) lub atomów podstawnikowych i łańcuchy boczne. Rozrywanie łańcucha głównego często wyzwała wolne rodniki i może wystąpić losowo w łańcuchu, przykładowo w miejscu słabych wiązań będących wynikiem nieprawidłowej struktury, tak jak to ma miejsce w polietylenie [17]. Również końce łańcuchów często są miejscem nietrwałych struktur odpowiednich do zapoczątkowania procesu degradacji termicznej. Makrorodniki tworzone przez zerwanie łańcucha głównego mogą ulegać depolimeryzacji w trakcie reakcji łańcuchowej, której szybkość zmienia się w zależności od struktury polimeru i temperatury. Mechanizmy degradacji termicznej opisano między innymi w [7,17,30,31,54,55,112].

Mechanizm degradacji polimerów kondensacyjnych jest często komplikowany przez śladową obecność wody, która jest trudna do wyeliminowania z tworzywa. W tym przypadku, w wysokiej temperaturze, następuje proces hydrolizy równoległy z procesami degradacji termicznej. Powstają nowe zakończenia łańcuchów, które niekiedy mogą mieć wpływ na stabilność polimeru.

Następną, często występującą, reakcją łańcuchów bocznych w podwyższonej temperaturze jest cyklizacja. Wraz ze wzrostem temperatury wzrasta prawdopodobieństwo przerwania wszystkich typów wiązań. Powstające podczas ogrzewania polimerów rodniki rekombinują, tworząc produkty ciekłe, gazowe oraz koks. Proporcje powstających produktów gazowych do koksu zależą od własności surowca oraz od warunków prowadzenia pirolizy. Stwierdzono, że w przypadku surowców bogatych w wodór podczas rozkładu termicznego prowadzonego w umiarkowanej temperaturze wydajność produktów lotnych jest większa. Natomiast surowce o wyższym stopniu uwęglenia poddawane rozkładowi w wyższej temperaturze dają więcej koksu, a mniej produktów gazowych [138]. Zdecydowana większość związków wielkocząsteczkowych podczas rozkładu ulega nieuporządkowanej destrukcji, zwykle z wydzieleniem lotnych substancji o małych masach cząsteczkowych. W zależności od ilości doprowadzanego tlenu podczas spalania i temperatury procesu otrzymuje się także koks jako stałą pozostałość [176].

Widocznym efektem zmian chemicznych zachodzących podczas ogrzewania polimerów są zjawiska: obniżenia masy cząsteczkowej oraz wydzielania niskocząsteczkowych produktów gazowych.

W liniowych tworzywach polimerowych w wyniku degradacji następuje skrócenie łańcucha makrocząsteczki, a w konsekwencji zmniejszenie masy molowej. W polimerach o bardziej skomplikowanej budowie łańcuchów, poza procesami pęknięcia głównego łańcucha polimeru, zachodzą także reakcje odrywania grup bocznych. Zatem stabilność, czyli trwałość polimerów, jest silnie uzależniona od siły wiązań. Rodzaj i energia wiązań mają wpływ zarówno na mechanizm procesu degradacji, jak również na jego szybkość.

Związki wielkocząsteczkowe wykazują różną wytrzymałość łańcucha na rozerwanie i niejednakowo ulegają wpływom ciepła. Jednym z zasadniczych czynników, które wpływają na stopień rozkładu termicznego, jest energia wiązań między atomami. Na podstawie wartości energii należy przypuszczać, że polimery zbudowane z wiązań wielokrotnych będą bardziej odporne na działanie temperatury niż te z wiązaniami pojedynczymi.

Żywice termoutwardzalne (wzmocnione lub niewzmocnione) wykazują znacznie mniejszą wrażliwość termiczną. Spadek ich własności wytrzymałościowych z temperaturą jest mniej

drastyczny niż w tworzywach termoplastycznych. Jest to następstwo silnie usieciowanej struktury, nieosiągalnej w tworzywie termoplastycznym. Odporność żywic termoutwardzalnych zwiększa wzmocnienie szklane, węglowe, grafitowe, borowe, aramidowe, itp. Żyvice te są znacznie bardziej odporne na zniszczenie adhezyjne, ale są bardziej kruche, mniej odporne na działanie zmęczeniowe, co jest zauważalne przede wszystkim w miejscu występowania obciążeń stykowych.

W procesie degradacji termicznej przebiega jednocześnie wiele reakcji. Ich względna ważność zależy od struktury żywic oraz od typu środka utwardzającego. Obecność silnych wiązań wewnątrzcząsteczkowych w łańcuchu polimeru poprawia jego sztywność oraz zwiększa odporność polimerów na wysokie temperatury [22,138].

Zachowania się tworzyw polimerowych przy długotrwałym działaniu ciepła nie można określić w próbach krótkotrwałych, ponieważ odgrywają rolę również procesy relaksacji i starzenia.

Degradacja atmosferyczna przebiega według dwóch zasadniczych mechanizmów – fotoutleniania (fotooksydacji) i utleniania cieplnego (termooksydacji). Materiały polimerowe ulegają utlenianiu i przez to są częściowo niszczone i sieciowane. Podczas oksydacji tworzone są różne cząsteczki o małej masie molowej, a wzdłuż łańcucha polimerowego lub na jego końcach są formowane grupy zawierające atomy tlenu (wodorotlenowe, karbonylowe, aldehydowe, nadtlutki itp.). Własności mechaniczne i użyteczność polimeru znacznie się obniżają. Przebieg oksydacji charakteryzowany jest tzw. okresem indukcji, podczas którego polimer nie wykazuje widocznych zmian i nie ma oznak absorpcji tlenu. Niemniej jednak ten okres jest ważny dla oksydacji polimeru, ponieważ powstają małe ilości nadtlutków i jest inicjowana późniejsza autoooksydacja polimeru. Podczas oksydacji występują też wtórne efekty sieciowania i rozrywania łańcuchów molekuł, które mogą zmienić stały polimer w ciecz. Sieciowanie zaś może tworzyć kruchą, mocno usieciowaną strukturę. Oba te efekty mogą wystąpić równolegle w tym samym materiale – pierwszy z nich na powierzchni, zaś drugi pod powierzchnią materiału.

Fotoutlenianie jest to proces zachodzący głównie na powierzchni naświetlonego polimeru [144]. Jest skutkiem działania promieniowania UV w obecności tlenu. Napromieniowane cząsteczki ulegają degradacji, gdy energia zaabsorbowanego kwantu promieniowania przekracza energię dysocjacji wiązania chemicznego [9,48,53,85]. Fotoutlenianie stanowi proces rodnikowy, obecność defektów strukturalnych w polimerze sprzyja inicjowanemu promieniowaniem rozpadowi łańcuchów na wolne rodniki (inicjacja), które biorą udział w kolejnych, łańcuchowych reakcjach propagacji. Zakończenie procesu (terminacja) przebiega wskutek rekombinacji lub dysproporcjonowania rodników i mikrorodników [18,42,73].

Utlenianie cieplne w odróżnieniu od fotoutleniania może przebiegać w całej objętości tworzywa polimerowego, nie tylko na jego powierzchni. Utlenienie cieplne zachodzi pod wpływem tlenu w podwyższonej temperaturze. Aby nastąpiła inicjacja procesu, energia cieplna musi przekraczać energię niezbędną do rozerwania wiązania chemicznego. Efektem jest pękanie wiązań w łańcuchu głównym makrocząsteczek.

Konsekwencją degradacji atmosferycznej są zmiany budowy chemicznej polimerów, zmniejszenie ciężaru cząsteczkowego (pękanie łańcucha) lub jego zwiększenie (sieciovanie, rozgałęzianie), powstawanie rys lub drobnych spękań. W konsekwencji następują zmiany własności fizycznych i wytrzymałościowych materiałów polimerowych polegające na zmniejszeniu elastyczności, udarności i naprężenia zrywającego, zmianie barwy, utracie połysku i przezroczystości.

Żywice epoksydowa i fenolowa podczas napromieniowania tracą swoje fizyczne własności bardzo szybko. W obecności powietrza rozerwanie łańcuchów i sieciowanie następuje jednocześnie, podczas gdy w próżni nie zachodzi sieciowanie tych polimerów.

Kolejnym czynnikiem wpływającym na degradację materiałów polimerowych jest wilgoć. Tworzywa polimerowe reagują z wodą według dwóch mechanizmów: mechanicznego przyjmowania i oddawania wody oraz w wyniku reakcji chemicznych, np. hydrolizy lub powstawania rodników $\bullet\text{OH}$ i $\bullet\text{OH}_2$ w obecności promieniowania. Już samo pobieranie i oddawanie wody przyspiesza proces degradacji tworzyw sztucznych. W momencie, kiedy na materiał działa równocześnie promieniowanie słoneczne, proces degradacji jest intensywniejszy, gdyż wiele procesów fotochemicznych prowadzi do utraty elastyczności warstwy powierzchniowej. Dodatkowo zwiększa to podatność na pękanie powodowane naprężeniami rozciągającymi podczas wysychania materiału. Absorbacja wody powoduje zwiększanie objętości materiałów polimerowych. Dla tworzyw izotropowych można przyjąć jako wytyczną, że wynikające ze spęcznienia liniowe zwiększenie wymiarów jest mniejsze niż wchłanianie wody. W tworzywach wzmacnianych włóknem szklanym wydłużenie jest utrudnione, zwłaszcza w kierunku ułożenia włókien. Tworzywami wrażliwymi na hydrolizę są poliestry liniowe. Już małe ilości wody w granulacie mogą prowadzić, przy przetwórstwie metodą wtryskiwania, do rozkładu cząsteczek, a w efekcie do występowania smug i pęcherzy na wyprasce.

W pracy dokonano przeglądu modeli procesów degradacji materiałów polimerowych, ze szczególnym uwzględnieniem kompozytów polimerowych. Modele te można podzielić na dwie zasadnicze klasy [167,168]:

- Modele opisujące procesy chemiczne i fizyczne zachodzące w czasie degradacji. Obejmują reakcje chemiczne zachodzące na poszczególnych etapach tego procesu. Warunkiem różniącym jest czynnik dominujący w procesie degradacji (ciepło, promieniowanie słoneczne, promieniowanie wysokoenergetyczne, tlen itp.).
- Modele opisujące kinetykę procesów degradacji. Zdecydowana większość tych modeli opisuje procesy degradacyjne za pomocą równania Arrheniusa.

Degradacja fotochemiczna zachodzi pod wpływem światła [53,85]. Oznacza zmiany fizyczne i chemiczne wywoływane w polimerach pod wpływem światła widzialnego lub nadfioletu. Inicjacja reakcji fotochemicznej uwarunkowana jest obecnością w makrocząsteczce lub komponencie dodatkowych grup chromoforowych, czyli absorbujących światło. Większość grup chromoforowych absorbuje promieniowanie w zakresie nadfioletu, tzn. poniżej 400 nm. Degradacja fotochemiczna jest szczególnie istotna ze względów praktycznych. Wyroby z tworzyw polimerowych znajdujące się w powszechnym użyciu narażone są zwykle na działanie światła słonecznego. Światło to zawiera szeroki zakres promieniowania, w tym obszar widzialny i nadfiolet, powodujące niekorzystne zmiany własności polimerów. Podstawowe rodzaje reakcji zachodzących podczas ekspozycji polimeru w świetle słonecznym można podzielić, według miejsca ich występowania, na dwie grupy. Są to mianowicie reakcje w łańcuchu głównym oraz reakcje grup bocznych. Reakcje w łańcuchu głównym powodują zmianę rozmiaru lub kształtu tego łańcucha, odpowiedzialne są one za większość efektów fotodegradacji. Wyróżnia się trzy podstawowe rodzaje reakcji w łańcuchu głównym, takie jak rozrywanie łańcucha głównego, sieciowanie, depolimeryzacja.

Degradacja biologiczna tworzyw polimerowych obejmuje wiele procesów o charakterze chemiczno-biologicznym związanych z destrukcją polimerów wywołanych działaniem enzymów wydzielanych przez obecne na ich powierzchni mikroorganizmy (bakterie i grzyby mikroskopowe). W wyniku tego działania następuje skracanie łańcuchów polimerowych i eliminacja jego fragmentów, a w konsekwencji zmniejszenie ciężaru cząsteczkowego polimeru. Biologiczna degradacja modyfikuje strukturę chemiczną polimeru, zmienia jego właściwości fizykochemiczne oraz mechaniczne, co na ogół, w przypadku większości zastosowań nie jest korzystne. Określając podatność danego polimeru na proces biodegradacji uwzględnia się zarówno jego strukturę chemiczną, budowę nadcząsteczkową i stopień krystaliczności, jak i korozyjność danego środowiska [61,173].

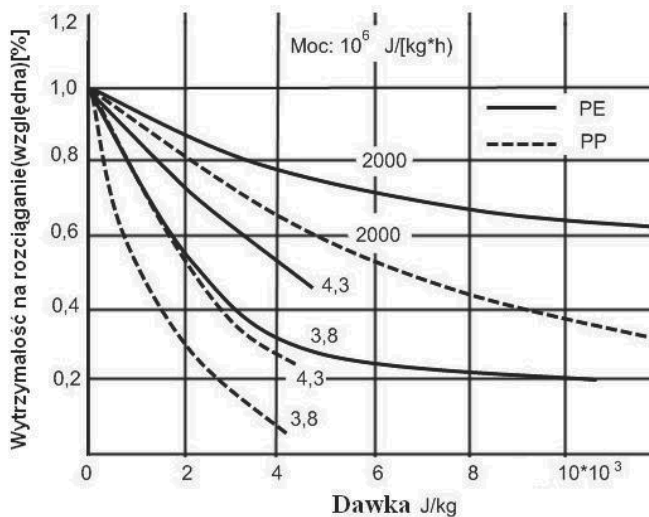
Degradacja chemiczna oznacza procesy wywoływane czynnikami chemicznymi takimi jak: kwasy, zasady rozpuszczalniki, reaktywne gazy będące w bezpośrednim kontakcie z tworzywem polimerowym. Proces degradacji chemicznej polimerów zachodzi, gdy reakcja

chemiczna prowadząca do destrukcji materiału polimerowego inicjowana jest przez związki chemiczne o niskich masach cząsteczkowych [52,47,48,72,117].

Degradacja polimerów pod wpływem promieniowania wysokoenergetycznego. Fotony promieniowania X oraz γ mają energie nieporównywalnie wyższe niż energie wiązań, a potencjał jonizacyjny wyższy niż występujący w prostych cząsteczkach i rodnikach. Główne zmiany struktury polimeru pod wpływem napromieniowania to sieciowanie, tworzenie produktów lotnych, tworzenie i niszczenie cząstek nienasyconych, cyklizacja.

Wielkość tych zmian w dużym stopniu zależy od chemicznej struktury polimeru. Rozrywanie łańcucha głównego i sieciowanie wywiera duży wpływ na masę cząsteczkową i na własności, które od niej zależą. Procesy degradacji pod wpływem promieniowania wysokoenergetycznego zachodzą szybciej niż inicjowane innymi czynnikami. Każda część molekuly zdolna jest do reakcji z promieniowaniem wysokoenergetycznym. Szybkość i charakter zmian fizycznych i chemicznych zależy w tym wypadku od składu chemicznego materiału podlegającego działaniu promieniowania i od natury promieniowania.

Przy dużych mocach, ale krótkich czasach naświetlania, wpływ tlenu na polimer jest niewielki. Przy małych mocach naświetlania i odpowiednio długich czasach tlen z powietrza może dyfundować do wnętrza i istotnie wpłynąć na strukturę tworzywa (rys. 2.10).



Rysunek 2.10. Wpływ dawki i mocy dawki promieniowania na wytrzymałość na rozciąganie PE i PP

Ogólnie mówiąc, reakcje degradacji klasyfikowane są jako jednoetapowe i łańcuchowe. W reakcjach jednoetapowych szybkość jest proporcjonalna do szybkości inicjacji. W reakcjach łańcuchowych charakterystyczny jest samorzutny przebieg zapoczątkowanego wcześniej procesu. Oznacza to, że w wyniku zainicjowania powstają produkty zdolne do samorzutnego reagowania z kolejnymi cząsteczkami substratu. Gdy inicjowanie reakcji zachodzi w sposób ciągły, wówczas szybkość całego procesu jest zwielokrotniona.

Niszczenie materiałów może być rozpatrywane z punktu widzenia mechaniki i kinetyki. Podejście mechaniczne wykorzystuje jako kryterium niszczenia pojęcia stanu granicznego, czyli momentu, kiedy następuje niszczenie. Natomiast podejście kinetyczne charakteryzuje się tym, że główną uwagę zwraca się na atomowo – molekularny mechanizm niszczenia. Podstawowym czynnikiem, w tym przypadku, jest cieplny ruch atomów, segmentów cząsteczek itp., wywołujący międzyatomowe przemieszczenia.

Na wytrzymałość i kinetykę niszczenia materiałów polimerowych wpływ ma geometria ułożenia włókien wzmacniających, własności i objętościowe zawartości poszczególnych składników (kompozytów), stan powierzchni na granicy faz, rodzaj i przebieg procesu technologicznego oraz warunki użytkowania.

Dla kompozytów konstrukcyjnych określa się średnią wartość charakterystyk oraz ich rozrzut. Przy znacznym rozrzucie charakterystyk obniża się wytrzymałość i niezawodność pracy danego układu. Działanie okresowo zmiennych obciążeń wywołuje rozrzut pęknięć kompozytów. Powstawanie takich uszkodzeń zależy głównie od własności składników, jak i od konstrukcyjnej struktury materiału.

Mówiąc o strukturze materiału, trzeba zwrócić uwagę na to, że kompozyty, złożone z żywic syntetycznych i włókien szklanych, mają zazwyczaj nierównomiernie rozłożone włókna w osnowie. Największe osłabienia skupiają się więc w miejscach, gdzie krzyżują się pasma włókien. Tam następuje niszczenie na powierzchniach granic fazowych oraz mikropęknięcia. Takie mikropęknięcia są przyczyną powstawania pęknięć głównych.

3. Nieniszczące metody badań polimerów

Zaletą metod badań nieniszczących jest określenie stanu materiału (obiektu) bez pogorszenia jego własności użytkowych. Stosuje się je zarówno do badań jakości wytworzonych elementów, jak również w czasie eksploatacji. Głównym celem metod nieniszczących jest wykrywanie ukrytych wad, w wypadku kompozytów, dotyczy to pęknięć, pęcherzy, delaminacji oraz właściwego ułożenia włókien.

W badaniach konstrukcji z kompozytów najczęściej stosowane są metody: ultradźwiękowe, optyczne (holograficzne, optyczne i akustyczne elastoptyczne, rastrów), radiograficzne, drgań rezonansowych, emisji akustycznej, termograficzna i penetracyjna [38,98,175,191]. Każda z metod posiada możliwości i ograniczenia, dlatego badania obiektu prowadzone są kilkoma metodami [40,69,105,90,125,128]. Poniżej zostaną omówione nieniszczące metody badań ze szczególnym uwzględnieniem metody ultradźwiękowej i termograficznej, które Autor wykorzystał przy realizacji pracy.

3.1. Metoda ultradźwiękowa

Obecnie coraz powszechniej do wykrywania wad w procesie przetwórstwa jak i będących wynikiem eksploatacji kompozytów konstrukcyjnych (degradacji i zmęczenia materiału) stosowana jest metoda ultradźwiękowa [92,106,121,134,178,197].

Metoda ultradźwiękowa należy do metod „badań objętościowych”. Umożliwia, zależnie od stosowanych rodzajów fal, wykrywanie przede wszystkim wad wewnętrznych, ale także powierzchniowych i podpowierzchniowych nieciągłości obiektów [78,100,111,143]. Tą metodą jest możliwe wykrywanie najbardziej niebezpiecznych nieciągłości: płaskich, wąskoszczelinowych, a także innych nieciągłości obiektów. Podstawy defektoskopii ultradźwiękowej opisano w rozdziale 6. Metody badań materiałów konstrukcyjnych opisano obszernie w literaturze [16,25,45,78,79,80-84,89,93,107,108,182,193].

3.2. Metoda termowizyjna

Zasadą pomiaru w metodzie termograficznej jest wykorzystanie przewodnictwa ciepła materiału, które jest różne w obszarze defektów takich jak delaminacje, pustki i wtrącenia. Jeżeli obiekt (próbka) zawiera wewnętrzny defekt i poddany został działaniu jednorodnego

źródła ciepła, wówczas następuje przepływ ciepła w kierunku grubości. Szybkość przepływu ciepła jest różna w obszarach z defektami i w obszarach bez defektów. Delaminacja hamuje przepływ ciepła, co powoduje, że po przeciwnej stronie próbki wystąpi niejednorodny rozkład temperatury. W obszarze defektów wystąpi obniżenie temperatury. W razie pęknięcia na powierzchni próbki w rozkładzie mierzonej temperatury nastąpi ostry skok na powierzchni przeciwnej do powierzchni ogrzewanej [56,96]. W technice termograficznej szerokie zastosowanie znajduje metoda zewnętrznego pola temperatur (EATF – Externally Applied Thermal Field) z jednorodnym źródłem ciepła, oddziaływającym na jedną powierzchnię próbki. W metodzie tej zapis rozkładu temperatury na drugiej powierzchni próbki dokonywany jest przez radiometr (miernik promieniowania) lub ciekłe kryształy (monitor). Radiometrami mogą być kamery podczerwieni, które zapisują rozkłady temperatur. Otrzymane rozkłady przedstawiane są w postaci izoterm.

Inną metodą termograficzną jest wibrotermografia, polegająca na nadaniu obiektowi (próbce) drgań mechanicznych o małej amplitudzie, w wyniku czego następuje wydzielanie ciepła (wzrost temperatury) w obszarze defektu. W badaniach tych stosuje się także niskie częstotliwości przy dużej amplitudzie, jak w przypadku badań zmęczenia.

Technika ta rozwinęła się w ostatnich latach poprzez zastosowanie przenośnych źródeł ciepła takich jak lasery i lampy wyładowcze o dużej mocy.

Termografia stosowana jest od wielu lat, między innymi do diagnozowania kompozytowych konstrukcji lotniczych. Podstawy diagnostyki cieplnej – termowizyjnej opisano w rozdziale 8.

3.3. Metoda radiologiczna

Metoda radiologiczna należy do metod badań objętościowych. Umożliwia wykrywanie wewnętrznych oraz powierzchniowych i podpowierzchniowych nieciągłości obiektów [18,34,90,145].

W metodzie tej wykorzystuje się zjawiska towarzyszące promieniowaniu jonizującemu, a przede wszystkim zjawisko fotochemiczne. Promieniowanie jonizujące posiada zdolność przenikania przez różne materiały oraz zdolność naświetlania błony fotograficznej. Ilość promieniowania przenikającego przez materiał zmienia się dla różnych materiałów wraz ze zmianą gęstości, grubości lub obecności wad [37,57,58,140,172]. Stosuje się promieniowanie rentgenowskie – X (radiografia) lub promieniowanie gamma - γ (gammagrafia).

W materiałach kompozytowych stosowanych w przemyśle, np. lotniczym, metody radiograficzne mają ograniczone zastosowanie. Wynika to z faktu, że kompozyty na bazie włókna węglowego lub szklanego oraz żywicy epoksydowej są niemal przezroczyste dla promieniowania rentgenowskiego. Najlepiej tą metodą wykrywa się nieciągłości wewnętrzne i powierzchniowe korzystnie zorientowane względem kierunku rozchodzenia się promieniowania. Czulość wykrywania nieciągłości ogranicza się do nieciągłości o wielkości zwykle ok. 0,5-2% grubości obiektów. Dodatkowe ograniczenia to: maksymalna grubość obiektów oraz niebezpieczeństwo narażenia personelu i środowiska na napromieniowanie.

Do największych zalet należy możliwość zobrazowania nieciągłości w widoku zgodnym z kierunkiem promieniowania na radiogramach. Ogólne zastosowanie metod radiograficznych polega na wykrywaniu nieciągłości wprowadzanych w procesach wytwarzania i podczas eksploatacji obiektów, wykrywanie nieciągłości przestrzennych, pęcherzy, pozostałości jamy skurczowej oraz nieciągłości płaskich, pęknięć skurczowych, wtrąceń, wykrywanie i ocena zmian grubości obiektów i powłok [95,114,169,186].

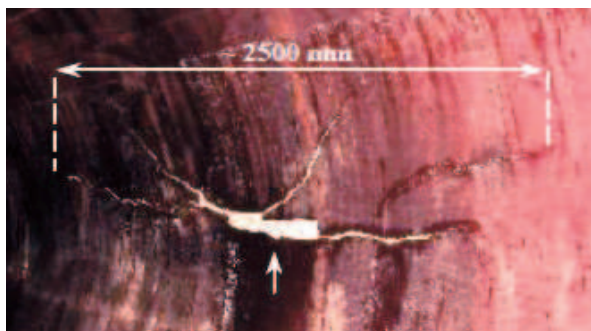
3.4. Badania wizualne

Badania wizualne należą do metod badań powierzchniowych i umożliwiają wykrywanie najbardziej niebezpiecznych nieciągłości, jakimi są nieciągłości powierzchniowe, np. płaskie, wąskoszczelinowe.

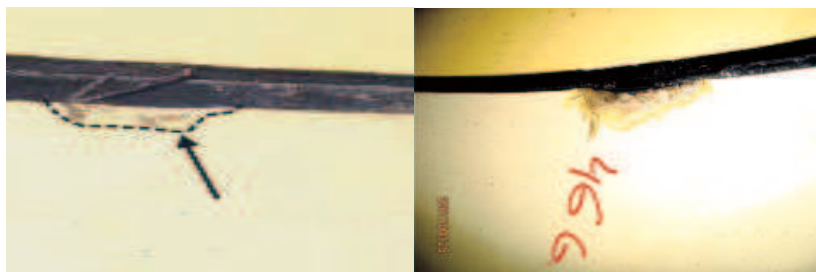
Badania wizualne mają na celu wykrycie ewidentnych wad i wyeliminowanie z dalszych badań elementów lub obszarów wadliwych oraz wytypowanie elementów lub obszarów o wątpliwej jakości do dalszych badań szczegółowych. Badania wizualne umożliwiają kontrolę obiektów wykonanych z różnorodnych materiałów [13]. Umożliwiają one wykrywanie nieciągłości powierzchniowych materiału. Możliwe jest wykrywanie pęknięć o głębokości od ok. 0,1 mm, szerokości od ok. 0,01 mm. Badania wizualne dzielą się na:

- bezpośrednie - umożliwiają badanie powierzchni, bezpośrednio dostępnych, do oględzin. Badania te są prowadzone nieuzbrojonym okiem lub za pomocą lupek, o powiększeniach do 20x i mikroskopów,
- pośrednie - są to badania optyczne, umożliwiające badanie powierzchni niedostępnych bezpośrednio do oględzin. Badania te są prowadzone za pomocą endoskopów, wideoskopów, peryskopów i zestawów lusterek.

Na rysunkach 3.1. i 3.2. przedstawiono przykładowe wady zdiagnozowane metodą wizualną zbiornika do magazynowania kwasu solnego oraz wadliwego montażu rur poliestrowo – szklanych.



Rysunek 3.1. Przykłady uszkodzeń i nieciągłości materiałowych. Powierzchnia wewnętrzna zbiornika używanego do magazynowania stężonego kwasu solnego [13]



Rysunek 3.2. Przykłady uszkodzeń i nieciągłości materiałowych. Uszkodzenia powstałe podczas montażu rurociągu z rur poliestrowo-szklanych [13]

Stosowane są też zestawy kontrolne składające się z endoskopów, kamer, monitorów i magnetowidów oraz wideoskopy i wideoanalizatory. Najbardziej zaawansowaną odmianą badań wizualnych jest widzenie maszynowe, tj. automatyczne rozpoznawanie obrazów i przedmiotów [13].

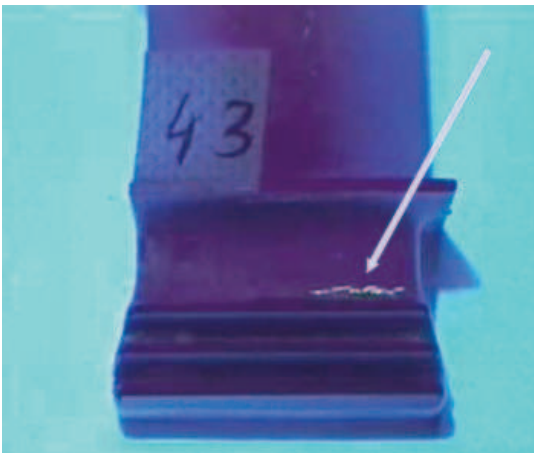
Nieciągłości materiałowe obiektów, jakie są wykrywane za pomocą badań wizualnych, to przede wszystkim:

- pęknięcia powierzchniowe,
- nieszczelności,
- pustki,
- nierównomierny układ włókien wzmacniających,
- zmiany kolorystyki.

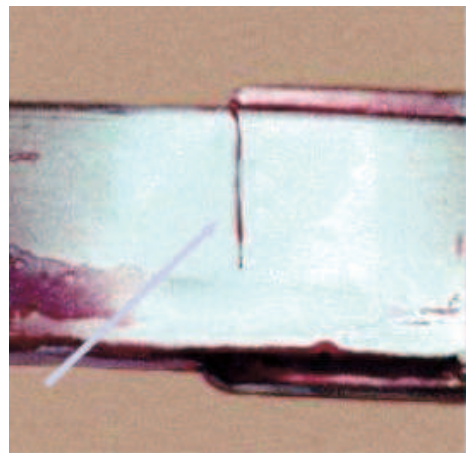
3.5. Metoda penetracyjna

Metoda penetracyjna stosowana jest w celu wykrycia przede wszystkim wad powierzchniowych. Badania penetracyjne dzieli się na dwa podstawowe rodzaje: badania w świetle dziennym oraz w świetle ultrafioletowym. W tych metodach stosuje się podstawowe odmiany z wykorzystaniem penetrantów wodnych, wodno-zmywalnych jak również bardziej złożone systemy z penetrantami emulgowanymi (rys. 3.3). Badania penetracyjne przeprowadzane w świetle UV zapewniają uzyskanie wyższych czułości, co pozwala wykrywać bardzo delikatne wady. Zasadniczo bada się materiały metaliczne, ale także tworzywa sztuczne oraz materiały ceramiczne. Metoda ta jest bardzo czuła, typowe pęknięcia posiadają szerokość od 0,5 μm do 10 μm , a głębokość od 20 do 200 μm [90,91,132,174]. Przykładowe wady zdiagnozowane metodą penetracyjną przedstawiono na rysunku 3.3.

a)



b)



Rysunek 3.3. Wady zdiagnozowane a) techniką fluorescencyjną, b) techniką barwną [91]

3.6. Metoda prądów wirowych

Metoda prądów wirowych należy do metod badań powierzchniowych. Umożliwia wykrywanie najbardziej niebezpiecznych nieciągłości: powierzchniowych nieciągłości płaskich, wąskoszczelinowych, a także stosunkowo dużych, położonych blisko powierzchni nieciągłości podpowierzchniowych. Nie należy jednak przeceniać możliwości wykrywania tych ostatnich nieciągłości [90,91].

Prądy wirowe mogą płynąć jedynie w obiektach wykonanych z materiałów przewodzących prąd elektryczny. Nazwa prądy wirowe wynika z ich torów.

Zasada wykrywania nieciągłości polega na indukowaniu prądów wirowych pod wpływem zmiennego pola elektromagnetycznego. Głównym ograniczeniem tej metody jest brak możliwości zastosowania do materiałów nieprzewodzących prądu elektrycznego, a zaletą - możliwość prowadzenia badań obiektów z dużą prędkością, on-line i off-line.

Metodą prądów wirowych są kontrolowane obiekty wykonane z materiałów przewodzących prąd elektryczny, zarówno dobrze, jak i słabo przewodzących: metalowych ferromagnetycznych i nieferromagnetycznych, a także niektórych kompozytowych. Metoda prądów wirowych jest stosowana w:

- defektoskopii obiektów,
- badaniu własności obiektów (strukturoskopii,)
- kontroli wymiarów obiektów, szczególnie grubości taśm, folii, warstw i powłok.

Ważnymi obszarami zastosowania metody prądów wirowych są badania półwyrobów i wyrobów końcowych podczas procesów ich wytwarzania. Wykrywane są pęknięcia o głębokości od ok. 0,1 mm szerokości od ok. 0,0005 mm i długości od ok. 0,4 mm [95,132].

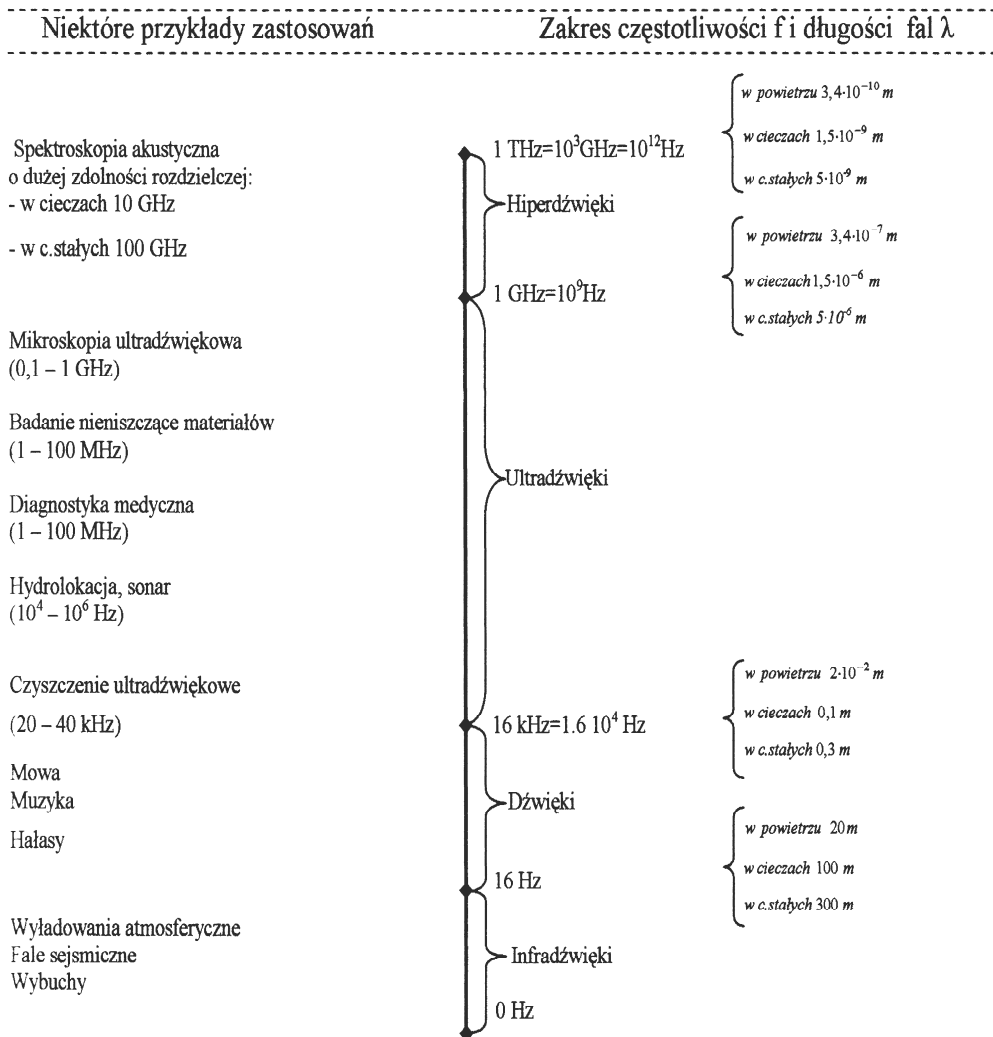
Metoda prądów wirowych umożliwia wykrywanie nieciągłości, „zaciągniętych”, znajdujących się pod warstwą pokrycia malarskiego lub galwanicznego oraz nieciągłości znajdujących się w poszczególnych warstwach obiektów wielowarstwowych.

4. Diagnostyka ultradźwiękowa

Podstawową przesłanką rozwoju defektoskopii wykorzystującej zjawiska akustyczne jest fenomen procesów akustycznych powszechnie obecny w środowisku naturalnym i łatwowzbudzalny w laboratoriach, na stanowiskach badawczych. Fizyczna natura procesów akustycznych polega na propagacji mechanicznej fali stanowiącej zaburzenie równowagowego stanu ośrodka materialnego. Falowy charakter tego zaburzenia wynika z konstytutywnych własności ośrodka, w szczególności odkształcalności oraz powiązania stanu deformacji ze stanem obciążeń wewnętrznych, czy też z energią odkształcenia. Postać tych związków zależy od fizycznej natury wzajemnych oddziaływań elementów strukturalnych ośrodka i jest różna w ośrodkach różniących się stanem skupienia, budową wewnętrzną, natomiast w danym ośrodku zależy od rozkładu cech strukturalnych energii wewnętrznej. Stąd wpływ wymienionych cech ośrodka na charakterystyki procesu propagacji fal akustycznych w ośrodku. Obserwacja przebiegu procesu akustycznego w ośrodku może być zatem źródłem informacji o stanie ośrodka, jego strukturze i własnościach. W badaniach akustycznych wykorzystuje się wpływ własności sprężystych i jednorodności struktury materiału na rozchodzenie się fal dźwiękowych [20,41,40,92,95,128,132,174,178,187]. Badanie tego wpływu opiera się na obserwacji rodzaju fal, ich natężenia i zmian kierunku propagacji fal w badanym materiale oraz na pomiarach czasu przejścia fal przez materiał. Na tej podstawie można określić wtórne charakterystyki procesu, takie jak prędkość rozchodzenia się fal poszczególnego typu czy miary rozpraszania energii fali - współczynniki tłumienia. Należy przy tym mieć na uwadze anizotropowość tych charakterystyk, odpowiadającą anizotropowości własności fizycznych ośrodka oraz ich lokalność przy niejednorodności badanego ośrodka.

Wobec znacznej złożoności procesów akustycznych, ze względów metodologicznych, ich diagnostyczne wykorzystanie opiera się na ogół na aktywacji procesów diagnostyczno-pomiarowych w umownych, dających się opisać i zidentyfikować warunkach. Umowność dotyczy przede wszystkim etapu wzbudzenia fali. Najistotniejszą okolicznością określającą przebieg procesu badań jest rodzaj wzbudzonej fali, w szczególności jej długość lub odpowiadająca jej częstotliwość.

Na rysunku 4.1 przedstawiony jest pełny zakres częstotliwości fal sprężystych, jakie obserwuje się w przyrodzie lub są możliwe do wytworzenia technicznie. Jest to zakres bardzo szeroki w porównaniu z obszarem obejmującym dźwięki słyszalne (16 Hz - 16 kHz).



Rysunek 4.1. Widmo fal sprężystych – zakres częstotliwości i długości fal odpowiadający różnym zjawiskom i zastosowaniom [187]

Obszar częstotliwości poniżej 16 Hz obejmuje infradźwięki - poddźwięki. Górna granica słyszalności, przyjęta umownie jako częstotliwość 16 kHz (niekiedy przyjmuje się 20 kHz), wyznacza dolną granicę obszaru ultradźwiękowego. Fale sprężyste wytwarzane powyżej tej częstotliwości mogą być rejestrowane (odbierane) różnymi urządzeniami, jednakże nie są już rejestrowane przez ucho ludzkie. Ultradźwiękami określa się fale sprężyste o częstotliwościach

do 10^9 Hz. Fale sprężyste o większych częstotliwościach, które występują w sposób naturalny jako fale ciepłe związane z drganiami cząsteczek ośrodka i atomów w sieci krystalicznej, nazwano hiperdźwiękami. Hiperdźwiękowy zakres fal sprężystych, sięgający do granicznej wartości częstotliwości rzędu 10^{13} Hz, jest wyznaczony przez minimalną długość fali porównywalną z odstępami międzyatomowymi. Na rysunku 4.1 przedstawiono w poglądowej skali wartości częstotliwości rozgraniczające poszczególne obszary fal sprężystych, a po prawej stronie tej skali - odpowiadające im długości fal dla podstawowych trzech stanów skupienia: ciał stałych, cieczy i gazów (na przykładzie powietrza).

Podstawowa relacja wiążąca częstotliwość f drgań cząstki ośrodka z długością λ rozchodzącej się w nim fali jest następująca :

$$\lambda = c/f, \quad (4.1)$$

gdzie: c - jest charakterystyczną dla danego ośrodka i dla danego rodzaju fal prędkością rozchodzenia się fali akustycznej.

W ogólnym przypadku prędkość ta może zależeć od częstotliwości. W przypadku fal podłużnych w powietrzu prędkość $c = 340$ m/s, w cieczach jest ona rzędu 1500 m/s, a w ciałach stałych ok. 5000 m/s (np. w stali).

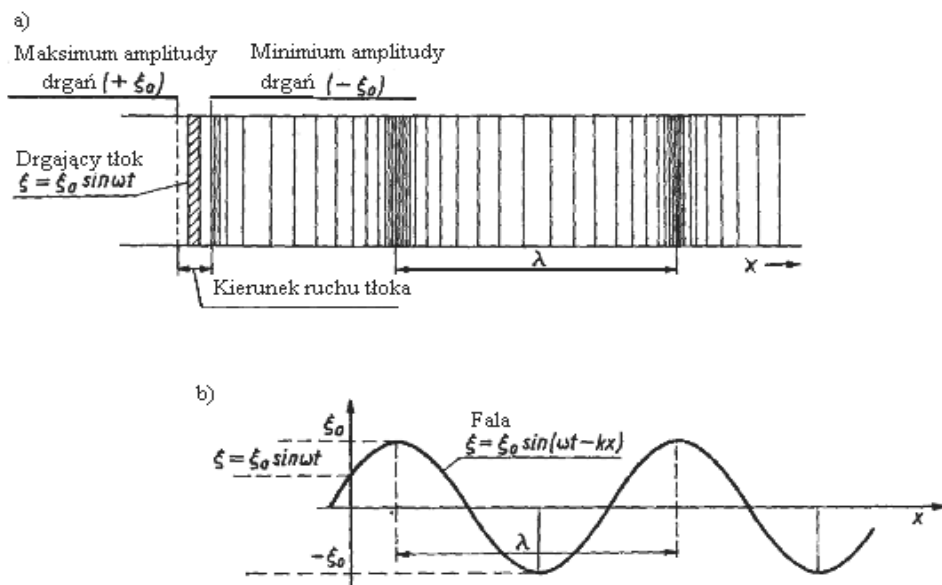
Biorąc pod uwagę rozpraszanie energii ruchu falowego rozróżnia się ośrodki idealne (bezstratne, niedyssypatywne), w których fale nie ulegają tłumieniu i ośrodki rzeczywiste (stratne, dyssypatywne), w których energia fal na drodze propagacji ulega tłumieniu (zamianie na ciepło).

W ośrodkach rzeczywistych mogą wystąpić także niejednorodności pochodzące od defektów struktury, zanieczyszczeń obecnych w materiale, naprężeń wewnętrznych i innych czynników. Skala obszarów tych zaburzeń nadaje im charakter mikro- lub makro niejednorodności, przy czym kryterium podziału określa stosunek ich charakterystycznych wymiarów do długości fal, których zachowanie w ośrodku podlega analizie. Niejednorodności ośrodka w mniej lub bardziej zasadniczy sposób wpływają na obraz wzbudzonej fali akustycznej. Wpływ ten określa się jako rozpraszanie fal na niejednorodnościach.

W wielu przypadkach rozpatrywanych w akustyce ośrodek, w którym rozchodzą się fale sprężyste, może być traktowany jako ciągły [227]. Opis taki nazywa się klasycznym i jest wystarczającym przybliżeniem modelowym do badania procesów akustycznych w zakresie dźwięków słyszalnych. Jest on jednak na ogół niewystarczający dla ultradźwięków

o dużych mocach i dużych częstotliwościach, w szczególności hiperdźwięków, gdzie musi być brana pod uwagę nieciągła struktura ośrodka. W odniesieniu do gazów adekwatność modelu ciągłego ograniczona jest relacją średniej drogi swobodnej cząsteczek pomiędzy zderzeniami, a w odniesieniu do cieczy i ciał stałych stosunkiem odległości międzycząsteczkowych czy międzyatomowych do długości fali dźwiękowej [39].

Do celów praktycznych ośrodki rzeczywiste można traktować z dobrym przybliżeniem jako idealne, gdy osłabienie fal (pochodzące od tłumienia i rozpraszania) na rozpatrywanej drodze rozchodzenia się jest, w aspekcie celu prowadzonych badań, pomijalnie małe. Można wtedy posłużyć się opisem klasycznym. W wielu przypadkach w ośrodkach rzeczywistych stwierdza się odstępstwo od opisu klasycznego i wtedy miary tego odstępstwa można traktować jako charakterystyki danego ośrodka.



Rysunek 4.2. Fala sprężysta: a) płaska fala podłużna wzbudzona ruchem tłoka, b) zmiany wychylenia fali monochromatycznej biegnącej w kierunku x [39]

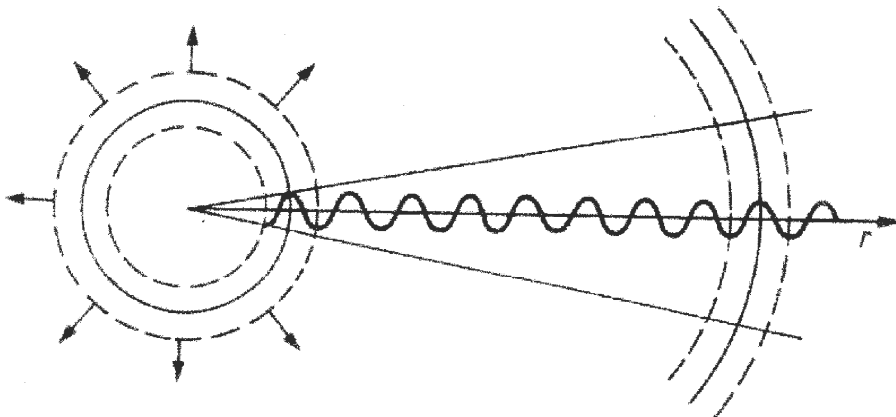
Opis klasyczny rozchodzenia się fal sprężystych polega na przyjęciu założenia o ciągłości materii bez wnikania w jej ziarnistą strukturę (atomową, cząsteczkową, polikrystaliczną). Konsekwencją założenia ciągłości ośrodka jest możliwość lokalnego opisu i analizy bardzo małych obszarów objętości o własnościach lokalnych ośrodka. Wykorzystuje się reprezentację

ośrodka jako złożonego z małych, w porównaniu z długością fali, tzw. cząstek akustycznych. W ośrodku niezaburzonej każda z jego cząstek znajduje się w spoczynku, natomiast w ośrodkach zaburzonych cząstki poruszają się. Źródłem zaburzenia może być dowolne lokalne wymuszenie ruchu tych cząstek. Zaburzenie rozchodzące się w ośrodku, takie jak na rysunku 4.2, którego źródłem jest drgająca płaszczyzna (płaska powierzchnia tłoka) stanowi falę płaską. Wówczas gdy źródłem fali jest drgająca powierzchnia dowolnego kształtu, fala ma odpowiednio postać uformowaną przez tę powierzchnię. Gdy, przykładowo, powierzchnią drgającą jest powierzchnia kuli, w ośrodku powstanie fala kulista.

Na rysunku 4.3 przedstawiono sferę pulsującą „zanurzoną” w ośrodku sprężystym, tak zwane źródło zerowego rzędu.

Zarówno fala wytwarzana przez tłok, jak i fala wytwarzana przez kulę pulsującą ma charakter fali podłużnej, czyli ruchu falowego ośrodka, w którym kierunek ruchu cząstek jest równoległy do kierunku rozchodzenia się fali. Występuje w tym wypadku lokalne odkształcenie objętościowe ośrodka.

Wtedy gdy w ośrodku można wywołać odkształcenie postaciowe, kierunek ruchu punktów powierzchni źródła styczny do tej powierzchni, wywołujący zgodny z tym kierunkiem ruch cząstek ośrodka, powoduje powstanie fali poprzecznej, czyli ruchu ośrodka, w którym kierunek prędkości cząstek jest prostopadły do kierunku propagacji fali. Jest to możliwe w ciałach stałych lub w płynach lepkich. W płynach nielepkich możliwe są tylko odkształcenia objętościowe, mogą się w nich więc rozchodzić jedynie fale podłużne.



Rysunek 4.3. Sfera pulsująca jako źródło fali kulistej (źródło zerowego rzędu) [39]

Na rysunku 4.4 pokazano postacie odkształcenia cząstki akustycznej w ciele stałym w falach podłużnych i falach poprzecznych w ujęciu jednowymiarowym (rys. 6.4. a, b) oraz trójwymiarowym (rys. 4.4. c, d). Zaburzenie falowe rozchodzi się tak, że każda cząstka ośrodka, wykonując ruch drgający wokół położenia równowagi, przekazuje energię cząstkom sąsiednim, które rozpoczynają i realizują ruch drgający z odpowiednim przesunięciem czasowym. Fazy ruchu powtarzają się okresowo w przestrzeni, w odległości równej długości fali λ oraz w czasie z okresem T - rysunek 4.4, przy czym

$$\lambda = c \cdot T \quad (4.2)$$

gdzie c jest prędkością fazową fali [39].

Ze względu na diagnostyczną efektywność procesów akustycznych najczęściej wykorzystuje się częstotliwości fal odpowiadające falom ultradźwiękowym.

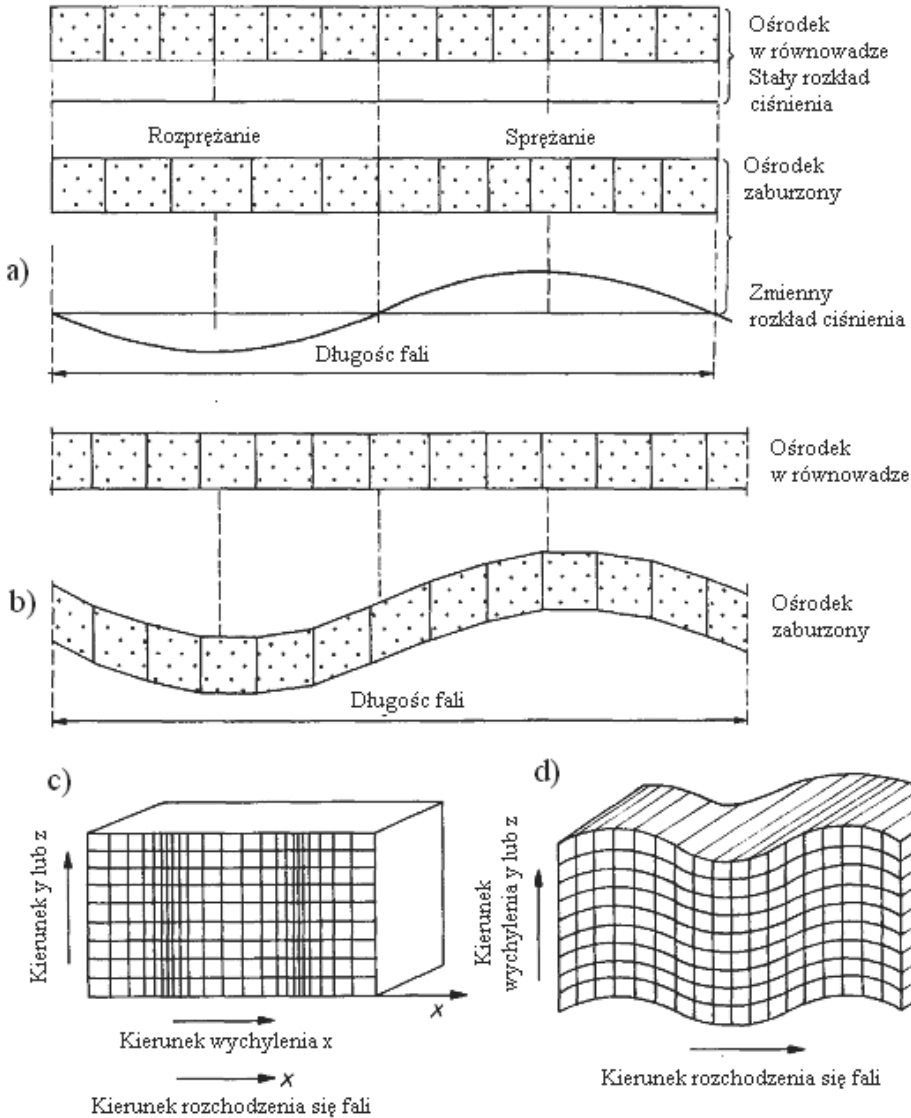
Źródłami fal akustycznych, w szczególności ultradźwiękowych, w ośrodku materialnym, są mechaniczne układy drgające „zanurzone” w tym ośrodku lub do niego przylegające. Energia drgań tych układów zostaje zamieniona na energię fali akustycznej. Emitowana przez źródło fala ma na powierzchni granicznej źródło - ośrodek taką samą częstotliwość drgań lub, w przypadku fali złożonej, taki sam zbiór częstotliwości jak źródło. Dla postaci wzbudzonej w ośrodku fali podstawowe znaczenie ma kształt i rozmiar powierzchni źródła w stosunku do długości fali.

Przykładem prostej formy geometrycznej aktywnej powierzchni źródła jest pulsująca sfera, omówiona już wcześniej (rys. 4.3), która jest źródłem fali kulistej w izotropowym ośrodku jednorodnym. Układ taki jest równoważny hipotetycznemu źródłu punktowemu, które można wyobrazić sobie jako granicznie małą sferę pulsującą dla $r \rightarrow 0$, gdzie r to promień sfery. Drgania odbywają się w ten sposób, że promień sfery zmienia się okresowo z określoną pulsacją, przy czym środek sfery pozostaje nieruchomy.

Bardziej złożonymi układami promieniującymi są źródła pierwszego rzędu, zwane również dipolem akustycznym, czyli źródłem podwójnym, a dalej tzw. kwadrupol, stanowiący układ poczwórny, zwany źródłem drugiego rzędu. Kwadrupol akustyczny jest kombinacją czterech sfer pulsujących lub, co jest równoważne, dwóch dipoli akustycznych [16].

W praktyce diagnostycznej do pobudzania fal wykorzystywane są najczęściej tzw. głowice, ze względu na częstość emitowanych fal nazywane ultradźwiękowymi. Ich podstawowe parametry to częstotliwość generowanego impulsu, moc, rodzaj wzbudzonej fali oraz cechy

geometryczne obszaru propagacji. Głowice te pełnią również rolę odbiorników diagnostycznych sygnałów akustycznych.



Rysunek 4.4. Schematyczne przedstawienie deformacji cząstki akustycznej w przypadku jednowymiarowym: fala podłużna (a), fala poprzeczna (b) oraz w ujęciu trójwymiarowym (c,d) [39]

Ważną cechą źródła fali akustycznej jest impedancja promieniowania. Przyjmując mały element drgający powierzchni ΔS dowolnego źródła, oznacza się prędkość drgań mechanicznych elementu powierzchni jako \dot{x} . Na powierzchni elementu cząsteczki ośrodka uzyskują prędkość akustyczną u , która na powierzchni źródła równa się co do wartości prędkości drgań tej powierzchni, a więc $u = \dot{x}$. Na element ΔS działa z jednej strony siła mechaniczna F , a z drugiej strony siła akustyczna $p\Delta S$ jako reakcja, gdzie p - ciśnienie akustyczne. Siły te są w każdej chwili w równowadze, więc $F = p\Delta S$.

Impedancja mechaniczna obciążająca element ΔS źródła drgań jest równa:

$$z_m = \frac{F}{\dot{x}} = p \frac{\Delta S}{\dot{x}} = p \frac{(\Delta S)^2}{\dot{x}\Delta S} = p \frac{(\Delta S)^2}{u} = Z_\alpha (\Delta S)^2 \quad (4.3)$$

gdzie: $Z_\alpha = p/u$ jest impedancją akustyczną, którą w tym wypadku nazywa się impedancją akustyczną promieniowania.

Widać więc, że między impedancją mechaniczną, a impedancją akustyczną istnieje sprzężenie za pośrednictwem powierzchni ΔS . Impedancja akustyczna promieniowania jest wielkością zespoloną $Z_\alpha = R + jX$ i składa się z części rzeczywistej R - opór czynny (rezystancja) oraz części urojonej X - opór bierny (reaktancja). Opór czynny promieniowania jest związany z częścią energii źródła, przekazywanej do ośrodka, natomiast opór bierny z energią pulsującą, która w ciągu każdego okresu na przemian przechodzi, wskutek pracy wykonanej siłą parcia, do ośrodka i powraca na powierzchnię źródła. Zespolona postać impedancji akustycznej Z_α pozwala stwierdzić fakt, że prędkość i siła reakcji środowiska są przesunięte w fazie o pewien kąt δ , przy czym [39]:

$$\text{tg } \delta = \frac{X}{R} \quad (4.4)$$

Przykładowo opór czynny promieniowania dla źródła prostego (kula pulsująca) w ośrodku jednorodnym określa zależność:

$$R = \rho c S \cdot \frac{\left(\frac{2\pi r}{\lambda}\right)^2}{1 + \left(\frac{2\pi r}{\lambda}\right)^2} \quad (4.5)$$

gdzie: ρc - jest impedancją akustyczną właściwą ośrodka, $S=4\pi r^2$ - polem powierzchni kuli, r - promieniem kuli, λ - długością promieniowanej fali dźwiękowej.

Średnią wartość czynnej mocy akustycznej P_a , jaką promieniuje źródło, można obliczyć ze wzoru:

$$P_a = \frac{1}{2} R u_m^2 \quad (4.6)$$

gdzie: u_m jest amplitudą prędkości cząstki akustycznej.

Opór bierny (reaktancja) dla kuli pulsującej ma postać:

$$X = \rho c S \cdot \frac{\frac{2\pi r}{\lambda}}{1 + \left(\frac{2\pi r}{\lambda}\right)^2} \quad (4.7)$$

Najdogodniejsze warunki do emisji energii akustycznej przez źródło (wydzielenie się jej na oporze rzeczywistym R) mają miejsce wtedy, gdy $R > X$, co, jak wynika ze wzorów (4.6) i (4.7), jest spełnione wtedy jak $2\pi r/\lambda > 1$, czyli wówczas, gdy promień kuli pulsującej jest większy od długości fali promieniowanej.

Z postaci wzoru (4.5) oraz ze wzoru (4.7) wynika, że średnia moc akustyczna emisji przez źródło jest proporcjonalna do właściwego oporu akustycznego środowiska i do powierzchni S . Moc przekazywana do ośrodka jest więc tym większa, im większy jest iloczyn ρc dla danego ośrodka. Jest to zgodne z doświadczeniem wykazującym, że lepsze są warunki emisji dźwięku w wodę aniżeli w powietrze, ponieważ dla powietrza $\rho c = 415 \text{ kg/m}^2\text{s}$ (w temperaturze 20°C), a dla wody $\rho c = 14,4 \cdot 10^5 \text{ kg/m}^2\text{s}$ (w temperaturze 13°C) [16]. Ma to konsekwencję w praktyce w zaleceniach dotyczących sposobów prowadzenia badań. W celu zapewnienia właściwej jakości sygnału stosuje się płynne ośrodki sprzęgające dwie powierzchnie: pierwszą aktywną głowicy i drugą pobudzaną badanego obiektu.

W ośrodku rzeczywistym fala akustyczna ulega tłumieniu (osłabieniu). Przyczyną jest nieodwracalność rzeczywistych procesów akustycznych (wzrost entropii), co przejawia się absorpcją fal ultradźwiękowych, która powoduje tłumieniowy spadek amplitudy fali, a więc również jej energii, wzdłuż drogi rozchodzenia fali. Ze wzrostem częstotliwości fali absorpcja

wzrasta, w niektórych obszarach częstotliwości bardzo silnie, tak że już w odległości porównywalnej z długością fali zmiany amplitudy są znaczne. Również prędkość rozchodzenia się fali zależy od częstotliwości. Ten efekt nazywa się dyspersją fal akustycznych lub dyspersją dźwięku (najczęściej występuje ona w zakresie ultradźwiękowym). W cieczech i ciałach stałych dyspersję można w wielu przypadkach pominąć, zwłaszcza przy małych częstotliwościach, natomiast w gazach występuje ona bardzo silnie już przy częstotliwości rzędu dziesiątków lub setek kiloherców.

Na przebieg zjawisk akustycznych w ośrodku rzeczywistym w sposób zasadniczy wpływa również niejednorodność ośrodka. Biorąc pod uwagę rozchodzenie się fal, istotna jest skala obszarów zaburzeń jednorodności w stosunku do długości fali. W ośrodkach niejednorodnych propagacji fal towarzyszą efekty rozpraszania i dyfrakcji, co jest także przyczyną osłabiania sygnału. Gdy długość fali staje się porównywalna z rozmiarem niejednorodności, ośrodek nie można już traktować jako ciągłego. Wielkości efektów rozpraszania i dyfrakcji w zastosowaniach ultradźwięków są istotną informacją do rozpoznania niejednorodności ośrodków, co wykorzystywane jest w defektoskopii ultradźwiękowej.

Kolejną przyczyną odstępstw od praw propagacji fali w ośrodku liniowo lepkosprężystym może być przekroczenie amplitudy drgań cząstek ośrodka poza zakres liniowości. Ma to miejsce w praktyce zwłaszcza w zakresie ultradźwiękowym. Występują wówczas procesy nieliniowe polegające na zniekształceniu postaci fali oraz powstaniu ciśnienia promieniowania fali wywieranego przez czoło fali na ośrodek. Powoduje ono translacyjny przepływ ośrodka w kierunku rozchodzenia się fali, tzw. „wiatr akustyczny”.

Efekt tłumienia fali wzdłuż drogi rozchodzenia się charakteryzowany jest za pomocą amplitudowego lub energetycznego współczynnika tłumienia.

Amplitudowy współczynnik tłumienia α określa względny zanik amplitudy na jednostkę przebytej przez falę drogi.

$$\frac{dA}{A} = -\alpha dx \quad (4.8)$$

Energetyczny współczynnik tłumienia γ definiuje się analogicznie jako względny zanik natężenia fali na jednostkę przebytej drogi.

$$\frac{dI}{I} = -\gamma dx \quad (4.9)$$

Po scałkowaniu obu tych równań (4.8) i (4.9) otrzyma się wyrażenia:

$$A = A_0 e^{-\alpha x} \quad (4.10)$$

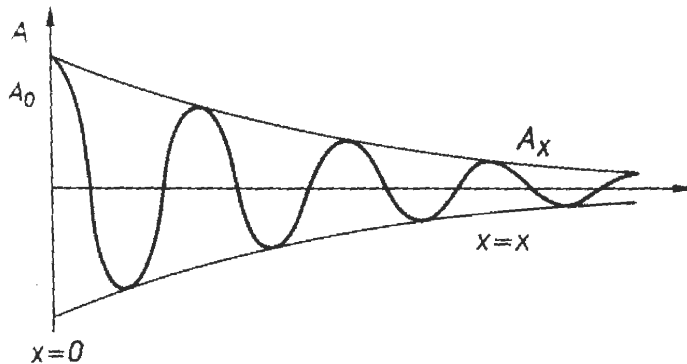
$$I = I_0 e^{-\gamma x} \quad (4.11)$$

gdzie: A_0 i I_0 są odpowiednio początkową wartością amplitudy i natężenia dla $x = x_0 = 0$, a więc dla punktu, od którego rozpoczyna się obserwację (rys. 4.5).

Natężenie fali jest proporcjonalne do kwadratu amplitudy, a więc:

$$I \sim A^2 = A_0^2 e^{-2\alpha x} \quad (4.12)$$

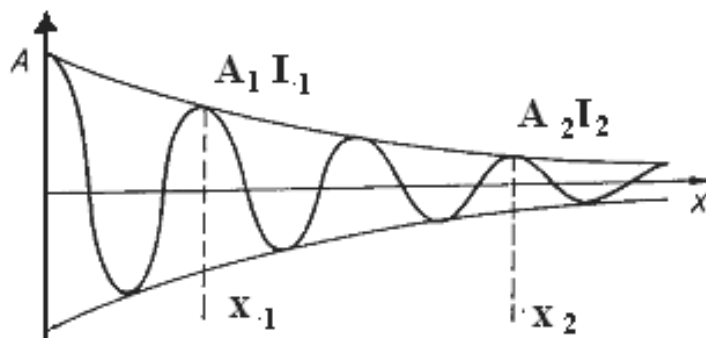
czyli: $\gamma = 2\alpha$.



Rysunek 4.5. Objaśnienie do definicji współczynnika pochłaniania fali ultradźwiękowej [178]

W wyrażeniu (4.10) A oznacza amplitudę dowolnej płaskiej fali sprężystej, czyli odpowiednio: dla przesunięcia cząstki $A = \zeta_0$, dla prędkości cząstki $A = u_0$, dla ciśnienia akustycznego $A = p_0$, dla potencjału $A = \Phi_0$.

Tłumienie fal jest wielkością charakterystyczną w danym ośrodku podobnie jak prędkość rozchodzenia się c i jest przedmiotem bezpośredniego pomiaru. Wyznaczenia współczynnika tłumienia dokonuje się na podstawie pomiaru amplitudy lub natężenia w dwóch różnych miejscach na drodze rozchodzenia się fali, w znanej odległości od siebie (rys. 4.6).



Rysunek 4.6. Wyznaczenie współczynnika tłumienia przez pomiar amplitud lub natężeń w dwóch odległościach od źródła x_1 i x_2 [178]

Przykładowo, jeśli A_1 oznacza amplitudę fali w miejscu x_1 , to amplitudę A_2 w miejscu x_2 określa zależność:

$$A_2 = A_1 e^{-\alpha(x_2 - x_1)}, \quad (4.13)$$

skąd:

$$\alpha = \frac{1}{x_2 - x_1} \ln \frac{A_1}{A_2} \quad (4.14)$$

W przypadku, gdy wielkością mierzoną jest natężenie fali, to odpowiednio

$$\alpha = \frac{1}{2(x_2 - x_1)} \ln \frac{I_1}{I_2} \quad (4.15)$$

Wymiarem α jest m^{-1} . Z uwagi na logarytmiczny charakter tych wzorów współczynnik tłumienia α wyraża się czasem w neperach/m (Np/m), częściej jednak przechodzi się od logarytmów naturalnych do dziesiętnych i używa jako jednostek decybeli/m (dB/m), przy czym $1 \text{ Np} = 8,686 \text{ dB}$.

Fizyczne przyczyny spadku energii fali w ośrodku to zjawiska absorpcji energii i zamiany na ciepło spowodowane lepkością ośrodka oraz wpływem procesów molekularnych. Inną przyczyną jest rozpraszanie fali zachodzące na niejednorodnościach ośrodka. Z reguły wyznaczany doświadczalnie współczynnik tłumienia wg wyżej podanej procedury uwzględnia oba efekty. Analityczną dyskusję wpływu lepkości na prędkość propagacji fali przytoczono w pracy [39].

Molekularna teoria rozchodzenia się dźwięku odwołuje się do tzw. relaksacji pomiędzy stanami energii translacyjnej (związanej z zewnętrznymi stopniami swobody) cząsteczek wieloatomowych i stanami energii wewnętrznej (związanej z wewnętrznymi stopniami swobody). Wprowadzone modele przepływu energii pomiędzy składowymi ruchami cząstek, odpowiadającymi wyróżnionym stopniom swobody, pozwoliły wyznaczyć zależności prędkości rozchodzenia się i tłumienia ultradźwięków od częstotliwości i czasu relaksacji. Relaksacja towarzysząca wymianie energii między zewnętrznymi i wewnętrznymi stopniami swobody cząstek ośrodka nazywa się relaksacją termiczną i występuje na przykład przy wymuszaniu falą ultradźwiękową zmian struktury cząsteczkowej bądź przegrupowaniu atomów o charakterze reakcji chemicznych. Procesy relaksacji skutkują opóźnieniem reakcji zaburzonego ośrodka w stosunku do przyczyny - zaburzenia (fali ultradźwiękowej) o pewien czas, nazwany czasem relaksacji. Wynikiem tego opóźnienia jest przesunięcie fazy między falą wzbudzającą a reakcją ośrodka, powodujące dodatkową absorpcję (tłumienie) fali akustycznej. Energia, która wzbudziła układ cząsteczkowy, jest oddawana z opóźnieniem wywołującym przesunięcie fazowe uniemożliwiające pełne odzyskanie absorbowanej energii. Procesom relaksacji ultradźwiękowej towarzyszy zwykle dyspersja prędkości dźwięku. Jest ona wynikiem faktu, że dla różnych częstotliwości wspomniane wyżej opóźnienia fazowe są różne.

Badania różnych substancji w celu wyznaczenia częstotliwościowych zależności c i λ i znalezienia dyskretnej wartości f_r i μ_{\max} , które umożliwiają wyznaczenie energii aktywacji oraz parametrów kinetycznych procesów molekularnych, stanowią przedmiot tzw. spektroskopii ultradźwiękowej.

Spektroskopia ultradźwiękowa, zarówno fal podłużnych jak i poprzecznych (dla bardzo lepkiej cieczy), w zakresie częstotliwości od 100 kHz do kilku GHz, umożliwia badanie fizykochemicznych własności cieczy i polimerów, w szczególności określanie kinetyki bardzo szybkich procesów relaksacji strukturalnej, a także relaksacji lepko-sprężystej i wielu innych [39].

W ośrodkach niejednorodnych dodatkową, obok absorpcji, przyczyną osłabienia (tłumienia) fal sprężystych są efekty ich rozpraszania i dyfrakcji, czyli ugięcia.

Niejednorodności ośrodka stanowią lokalne przeszkody dla propagacji fali i ich oddziaływanie z falą pierwotną powoduje, że pojawiają się wtórne fale odbite i rozproszone, przy czym następuje to w różnych kierunkach z uwagi na ograniczone rozmiary przeszkód.

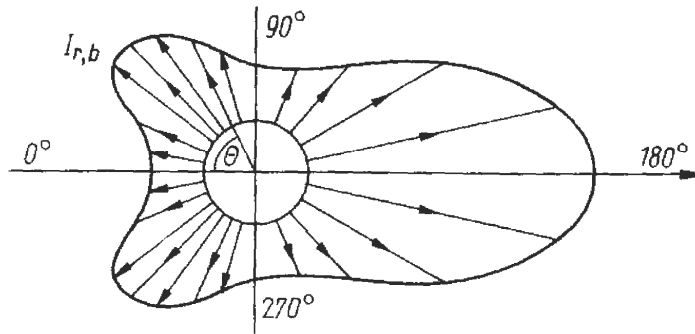
Nałożenie się fal rozproszonych na falę pierwotną powoduje, w wyniku interferencji, zmiany jej natężenia, a także zmiany kierunku (ugięcie). Rozpraszanie fali w ośrodku niejednorodnym jest wynikiem oddziaływania fali z wieloma przeszkodami na ogół o różnych rozmiarach i znajdujących się w różnych odległościach od siebie. W przypadku, gdy rozmiary przeszkód (elementów rozpraszających) są równe, centra rozpraszające tworzą periodyczną sieć przestrzenną i wtedy efekty rozpraszania fali mają charakter regularnej dyfrakcji, wynikającej z konstruktywnych i destruktywnych interferencji fal rozproszonych na periodycznej strukturze przestrzennej. Struktury przestrzennie periodyczne stanowią osobną klasę ośrodków i na ogół nie zalicza się ich do ośrodków niejednorodnych, przez które rozumie się takie, gdzie centra rozpraszające mają albo różne rozmiary, albo różne odległości. W szczególności centra mogą mieć równe rozmiary, ale są rozmieszczone chaotycznie w przestrzeni. Opisuje się takie ośrodki, określając rozkład statystyczny rozmiarów niejednorodności i rozkład statystyczny odległości między nimi. Niejednorodności ośrodka opisuje się często jako wielkości odchyień od wartości średnich (fluktuacji) lokalnych własności ośrodka. Mogą one mieć charakter przestrzenny lub czasowy [39].

Jak już wcześniej stwierdzono, efekt rozpraszania fal sprężystych w sposób istotny zależy od stosunku rozmiarów obiektu, na którym następuje rozproszenie, do długości fali padającej X , która jest odwrotnie proporcjonalna do częstotliwości. Charakter rozpraszania wynikający z oddziaływania fali z obiektami rozpraszającymi jest zupełnie inny w przypadkach, gdy $D \ll \lambda$, $D \approx \lambda$ lub $D \gg \lambda$ (D -poprzeczny rozmiar przeszkody).

W pierwszym przypadku, dla $D \ll \lambda$, wyrażenie na funkcję rozpraszania obliczył Rayleigh. Jego znany wzór dla kulistych cząstek rozpraszających charakteryzuje się tym, że funkcja rozpraszania $\varphi_R(\theta_r)$ jest proporcjonalna do czwartej potęgi częstotliwości (odwrotnie proporcjonalna do czwartej potęgi długości fali).

Wówczas gdy $D \gg \lambda$, funkcje rozpraszania zależą silnie od kształtu obiektów rozpraszających, a także od ich własności materiałowych. Rozpatruje się najczęściej kształty sferyczne oraz walcowe i traktując je jako obiekty sztywne, sprężyste lub podatne na wymuszenie przez falę padającą, otrzymuje się różne rozwiązania w zależności od różnych warunków oddziaływania. Jeżeli długość fali jest dużo większa od rozmiarów obiektu rozpraszającego, to różne jego fragmenty zostają pobudzone w różnych fazach ruchu falowego, wewnątrz obiektu powstają fale wymuszone i, w zależności od kształtu, fale stojące.

Emitowane na zewnątrz przez obiekt fale wtórne (rozproszone) mogą przyjmować różne charakterystyki kierunkowe. Jako najprostszy przykład rozpraszania w przypadku $D \gg \lambda$ rozpatruje się zwykle rozproszenie fali płaskiej na sztywnej kuli o promieniu $r_0 \gg \lambda$ (rys. 4.7).



Rysunek 4.7. Geometria rozpraszania fali na kuli [178]

Przypadek, gdy $D \gg \lambda$, jest szczególnie ważny z uwagi na występowanie w tych warunkach silnych efektów dyfrakcyjnych i rezonansowych. Te ostatnie powodują, że przekrój czynny na rozpraszanie przy rezonansie może być nawet wielokrotnie większy od przekroju geometrycznego. Przykładem tego jest rozpraszanie na kulistych pęcherzykach gazowych (nie są to kule sztywne) występujących w wodzie. Pęcherzyki takie różnią się znacznie własnościami akustycznymi od otaczającej je cieczy, dlatego też ich rezonans występuje, gdy ich wielkość (średnica) jest znacznie mniejsza od długości fali w wodzie.

Przekrój czynny na rozpraszanie przez pęcherzyk gazu o promieniu r_0 w wodzie można wyrazić następującym wzorem [178]:

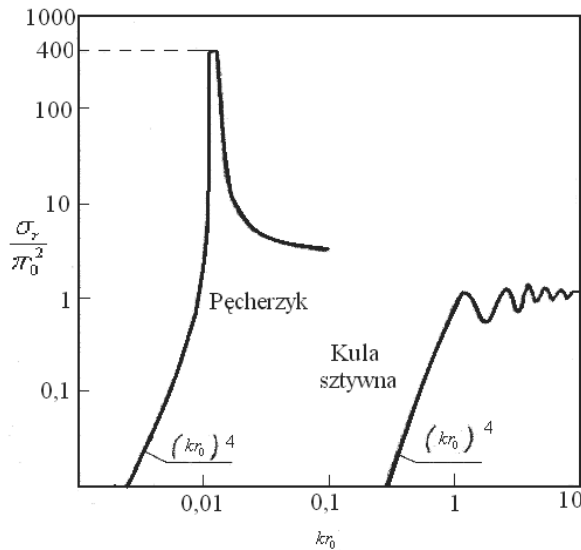
$$\sigma_r = 4\pi \frac{|p_r|}{|p_i|} = \frac{4\pi r_0^2}{\left[\left(\frac{f_r}{f} \right)^2 - 1 \right]^2 + \delta} \quad (4.16)$$

gdzie: p_r i p_i są amplitudami ciśnienia akustycznego fali rozproszonej i fali padającej (odpowiednio), f - częstotliwością fali, f_r - częstotliwością rezonansową pęcherzyka, δ - współczynnikiem tłumienia pęcherzyka w danym ośrodku.

Względny współczynnik rozpraszania $\frac{\sigma_r}{A_n} = \frac{\sigma_r}{\pi_0^2}$ ma bardzo charakterystyczny przebieg w zależności od częstotliwości i ma maksimum dla $f = f_r$. Na wykresie (rys. 4.8) jest wykreślony względny przekrój czynny w jednostkach $kr_0 = \frac{2\pi r_0}{\lambda}$. Pierwszy wykres odnosi się do pęcherzyka, natomiast drugi do kuli sztywnej. Na obydwu wykresach widać także, w lewej dolnej części, zależność dla $kr_0 \ll 1$, a więc przypadek, gdy obiekt jest bardzo mały w porównaniu z długością fali. W tym obszarze obowiązuje prawo Rayleigha na rozpraszanie $\sigma_r \sim \frac{1}{\lambda^4} \sim (k_0)^4$, co oznaczono na rysunku 4.8. Na wykresie dla pęcherzyka widać bardzo dużą rezonansową wartość przekroju czynnego, kilkaset razy przewyższającą wartość przekroju geometrycznego, do której dąży σ_r dla $f \gg f_r$. Ze wzoru (4.16), dla rezonansu ($f = f_r$)

$$\sigma_{r, rez} = \frac{4\pi_0^2}{\delta} \quad (4.17)$$

Na podstawie tego wzoru i pomiaru rozpraszania ultradźwięków można określać rozmiar pęcherzyków w badanej cieczy.



Rysunek 4.8. Rozpraszanie ultradźwięków na pęcherzyku gazowym [178]

Inne przykłady efektów rozpraszania wielokrotnego ukazują obrazy (rys. 4.9), które są wynikiem symulacji komputerowych dla modelu płyt wytworzonych z materiału kompozytowego wzmocnionego włóknami polimerowymi. W modelu włókna wzmocnienia traktowane są jako równe walce ułożone równolegle we wzajemnej odległości osi sąsiednich walców trzykrotnie większej od promienia włókna.

Na rysunku 4.9 przedstawiono wyniki rozpraszania dotyczące płytki jednego rozmiaru 2×4 przy różnych wartościach parametru ka , gdzie $k = \frac{2\pi}{\lambda}$, λ - długość fali, a - promień włókna.

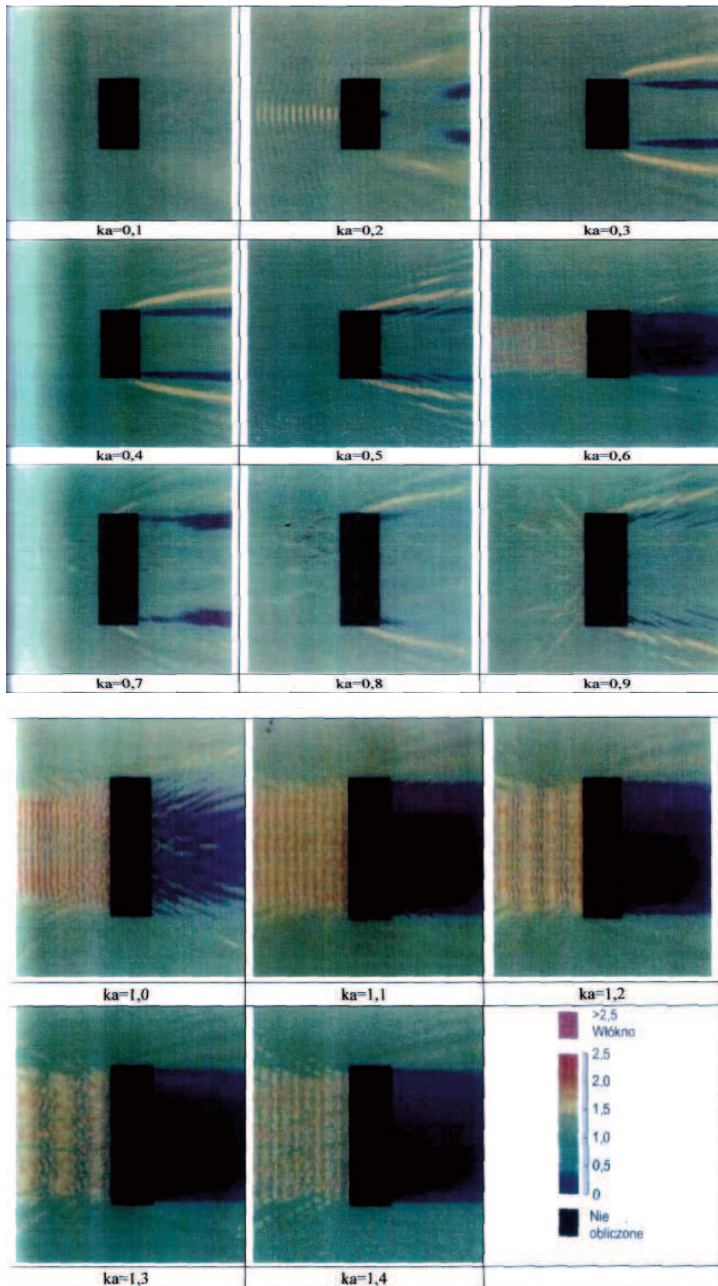
Widoczne zmiany wynikają z różnych wartości przyjętego wyróżnika - iloczynu ka . Wzięty pod uwagę zakres zmian wartości obejmuje przedział $ka < 1$ przez $ka \approx 1$ aż do $ka > 1$. Kierunek propagacji fali ultradźwiękowej, padania na próbkę - od lewej strony. Widać efekty rozpraszania do przodu i do tyłu oraz efekty interferencyjne i dyfrakcyjne [39,132].

Techniczną aplikację metody ultradźwiękowej diagnostyki stanu materiałów inżynierskich umożliwiają urządzenia generujące oraz odbierające i analizujące fale akustyczne. Do podstawowych należą wspomniane wcześniej głowice ultradźwiękowe, których zasadniczym elementem jest przetwornik, w którym sygnał akustyczny jest wytwarzany w wyniku transformacji, najczęściej sygnału elektrycznego na zasadzie piezoelektrycznej. Urządzenia te pozwalają jednocześnie na modelowanie generowanego pola akustycznego oraz czasowego procesu jego kształtowania.

Głowice pełnią zatem rolę generatora lub nadajnika, gdzie przetwarza się energię pierwotną w energię fali ultradźwiękowej. Mogą również spełniać funkcję odbiornika fal ultradźwiękowych, przetwarzając je w podlegający dalszej obróbce, rejestracji i analizie sygnał.

Nadajniki i odbiorniki nazywane są przetwornikami ultradźwiękowymi. Często są one odwracalne, to znaczy, że ten sam układ może działać albo jako nadajnik, albo jako odbiornik, chociaż na ogół nie zawsze z taką samą sprawnością (czułością) w obie strony. Z uwagi na tę ostatnią cechę niektórych przetworników metody przetwarzania również dzieli się na odwracalne i nieodwracalne. Do metod nieodwracalnych należą między innymi metody mechaniczne, aero- i hydromechaniczne, termiczne i optyczne, do metod odwracalnych natomiast metody elektryczne i magnetyczne [13].

Wykorzystanie ultradźwięków do wykrywania defektów w materiałach i konstrukcjach stanowi jeden z ważniejszych nieniszczących sposobów badania jakości. Metody te są stosowane w wielu różnych gałęziach przemysłu, budownictwa i innych.



Rysunek 4.9. Obrazy symulacji rozpraszania fali ultradźwiękowej na modelu płytki złożonej z włókien polimerowych [132]

W defektoskopii pojęcie wady jest rozumiane w szerokim znaczeniu i obejmuje zarówno makroniejednorodności, występujące w materiale w postaci nieciągłości typu pęknięć, rozwarstwień, pęcherzy, wtrąceń, ciał obcych, jak i mikroniejednorodności, czyli mikroskopowe odchylenia od jednorodnej struktury, takie jak występowanie większych ziaren w polikryształach, defektów sieci w kryształach, a także odchyłeń od wymaganych własności materiału, takich jak twardość, skład (np. stopów), sprężystość (np. występowanie lokalnych naprężeń wewnętrznych) i innych. Określenie „wada” obejmuje też odchylenia od wymaganego kształtu, wymiarów geometrycznych itd.

Ultradźwiękowe metody nieniszczące nadają się do kontroli takich ośrodków jak metale i ich stopy, materiały ceramiczne, tworzywa sztuczne, beton, drewno, skały itp.

Ilościowe techniki defektoskopii, jakie rozwinęły się w ostatnich latach, są oparte na analizie amplitud sygnałów odbitych i rozproszonych od wady oraz na pomiarze czasu przelotu sygnału ultradźwiękowego przesłanego do wady i dochodzącego do odbiornika po ugięciu lub odbiciu od wady. Z rozkładem amplitud wiąże się współczynnik pochłaniania, a z czasem przelotu prędkość rozchodzenia się dźwięku. Są to wielkości charakteryzujące ośrodek, a więc współczynnik pochłaniania i prędkość dźwięku określają zasady pomiaru i możliwości zastosowania metod defektoskopii ultradźwiękowej [97].

W ośrodkach jednorodnych, w których prędkość fal jest stała, interesujące informacje uzyskuje się wprost, gdyż czas przelotu jest określony przez odległość od nadajnika do wady lub z jej poszczególnych części, natomiast w ośrodkach niejednorodnych, na przykład porowatych jak ceramika, o czasie przelotu decydują także własności ośrodka na drodze pośredniej między nadajnikiem, wadą i odbiornikiem. Ten drugi przypadek występuje między innymi przy wykorzystaniu metody czasu przelotu do badania naprężeń wewnętrznych. Ponieważ prędkość rozchodzenia się fal podłużnych jest większa (prawie dwukrotnie) niż poprzecznych, stosowanie obydwu rodzajów fal prowadzi do otrzymywania różnych czasów przelotu sygnałów ultradźwiękowych w obydwu przypadkach. Stosuje się także inne rodzaje fal, na przykład fale powierzchniowe, które także różnią się prędkością i czasem przelotu. Na podstawie wyników pomiaru czasów przelotu dla różnych konfiguracji oddziaływania fal z obiektem badanym oraz teoretycznej znajomości zmian propagacji impulsu fali przy oddziaływaniu z wadami ośrodka, można uzyskać potrzebne informacje do scharakteryzowania położenia, rozmiarów, kąta pochylenia wady czy też do określenia rozkładu innych niejednorodności, lub naprężeń wewnętrznych ośrodka.

W badaniach, oprócz fal objętościowych podłużnych i poprzecznych, stosowane są fale podpowierzchniowe, które rozchodzą się równoległe do powierzchni. Fale te są stosowane

w badaniach elementów, które nie mają równoległych ścianek, a wprowadza się je i odbiera z tej samej powierzchni. Fale podpowierzchniowe wprowadzane są na głębokość równą rzędu trzech długości fali. W przypadku, gdy badany element posiada równoległe powierzchnie w badaniach, dokonuje się pomiaru czasu między kolejnymi echem dna i pomiaru różnic amplitud. Lokalna, mniejsza zawartość włókien w kompozycie, jak i odchyłki orientacji włókien od kierunku założonego, otrzymane w procesie wytwarzania kompozytów, mają wpływ na kierunkowy rozkład prędkości fal ultradźwiękowych. Spowodowane jest to znacznie wyższym modułem sprężystości włókien od osnowy polimerowej - włókna przekazują ruch drgający cząsteczek szybciej niż osnowa polimerowa. W celu jednoznacznego określenia wad powstałych podczas wytwarzania i w czasie eksploatacji wyrobów z kompozytów należy wykonać wzorcowe próbki z kompozytu o założonej orientacji i zawartości włókien. Wady określa się przez porównania wielkości pomierzonych na obiekcie z pomiarami na próbce wzorcowej.

Metody defektoskopii ultradźwiękowej dzieli się na :

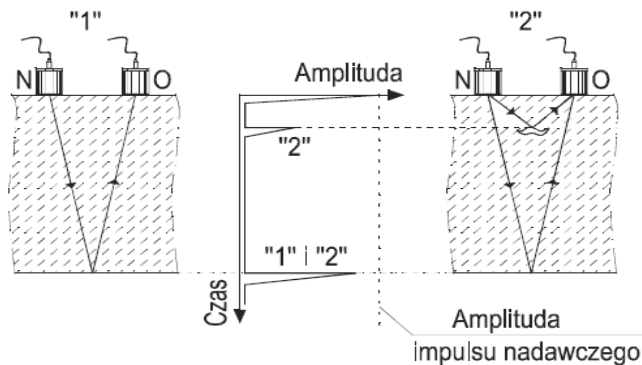
1. Metody echa (przeważające zastosowania). Metoda echa jest oparta na odbiciu fal od powierzchni obiektów i od nieciągłości obiektów.
2. Metody przepuszczania (cienia). Metoda przepuszczania jest oparta na przysłanianiu wiązki fal przez nieciągłości. Metoda ta jest przede wszystkim stosowana do badania obiektów wykonanych z materiałów silnie tłumiących fale ultradźwiękowe. Jest ona także stosowana, oprócz innych metod, do charakteryzowania nieciągłości obiektów.
3. Metody TOFD. Metoda ta jest oparta na wykorzystaniu dyfrakcyjnego ugięcia i rozpraszania fal ultradźwiękowych, m.in. na krawędziach poprzecznych, w stosunku do kierunku przebiegu fal, nieciągłości płaskich.

Metoda echa wymaga dostępu tylko do jednej powierzchni obiektu, tej, z której prowadzi się skanowanie. Ultradźwięki wykorzystywane w tych badaniach mają częstotliwość 1-2 MHz. Metodą tą można badać poliamidy, tworzywa fluorowe (policzterofluoroetylen), niektóre żywice epoksydowe, polistyren i ich kompozyty, wykrywać i lokalizować płaskie pęknięcia, mikropęknięcia (odwarstwienia), pęcherze powietrza, zanieczyszczenia. Rysunek 4.10 stanowi ilustrację zasady prowadzenia badań przy wykorzystaniu metody echa. Kiedy badania dokonuje się w obszarach elementu pozbawionego wewnętrznych defektów (pozycja „1” na rys. 4.10) wówczas na ekranie defektoskopu obserwuje się echo pochodzące od fal odbitych od dna obiektu. Gdy wewnątrz badanej konstrukcji występuje nieciągłość strukturalna, nieprzysłaniająca całkowicie wiązki fal ultradźwiękowych (pozycja „2” na rys. 4.10) wtedy na ekranie urządzenia pomiarowego zauważyć można dodatkowo echo wynikające z odbicia

się ultradźwięków od nieciągłości, a w zasadzie od powietrza, które ją wypełnia. Informacją o występowaniu wady struktury materiału badanego będzie jej echo, które pojawi się między impulsem początkowym, a echem dna elementu. Położenie echa nieciągłości wzdłuż osi czasu zawiera informację o głębokości jej położenia. Lokalizacja nieciągłości wiąże się z pomiarem czasu przejścia fali w badanym materiale.

Podstawa czasu defektoskopów ultradźwiękowych jest skalowana najczęściej w odległościach lub w rzutach odległości, a niekiedy w czasie. Zakres, w którym jest wyskalowana podstawa czasu defektoskopów ultradźwiękowych, jest nazywany zakresem obserwacji.

Lokalizacja nieciągłości polega na pomiarze czasu przejścia fali ultradźwiękowej przy znanej prędkości danego rodzaju fali ultradźwiękowej w określonym materiale.



Rysunek 4.10. Przebieg podłużnej fali ultradźwiękowej i sygnały obserwowane na ekranie defektoskopu przy wykorzystaniu metody echa [132]

Lokalizacja, tj. określanie odległości nieciągłości od powierzchni przesuwu głowicy, oraz pomiar grubości obiektów metodą ultradźwiękową są oparte na zależności:

$$l=ct/2 \quad (4.18)$$

gdzie: l - droga fal ultradźwiękowych, c - prędkość danego rodzaju fali ultradźwiękowej, w określonym materiale, w m/s lub mm/ μ s, t - czas przejścia fali ultradźwiękowej (ang. time of flight), w s lub w μ s. Liczba 2 w mianowniku wynika stąd, że droga fali, w badaniach

metodą echa, jest dwukrotnie większa od odległości reflektorów od głowic. Czas przejścia fal przez warstwę ochronną głowic i przez klin załamujący głowic skośnych jest uwzględniany w skalowaniu układu aparat-głowica [132,178].

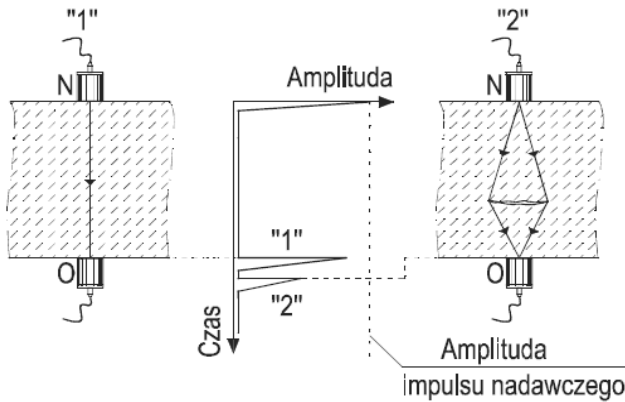
Na wysokość echa nieciągłości, przy określonym wzmocnieniu defektoskopu, mają wpływ:

- rodzaj i kształt nieciągłości,
- pole powierzchni nieciągłości,
- orientacja nieciągłości względem wprowadzonej wiązki fal ultradźwiękowych,
- odległość nieciągłości od głowicy,
- własności sprężyste, jednorodność i anizotropia materiału.

Metodą cienia akustycznego bada się cienkie elementy. Jest stosowana do badania obiektów wykonanych z materiałów silnie tłumiących fale ultradźwiękowe, wobec których nie może być zastosowana metoda echa oraz do wykrywania nieciągłości położonych blisko powierzchni obiektu. Urządzenia pracują zwykle przy częstotliwościach od 0,9 do 2,1 MHz. Metodą tą można badać paliwa raketowe i materiały wybuchowe, kompozyty oraz opony przy częstotliwościach od 100 do 500 kHz. Za pomocą fal ultradźwiękowych można kontrolować przyczepność gumy do metalu (do tego celu nadaje się, zależnie od sytuacji, zarówno metoda echa jak i metoda przepuszczania). W metodzie przepuszczania nie można lokalizować nieciągłości, gdyż obserwuje się jedynie impuls wywołany przez przejście fali, można natomiast ocenić wymiar nieciągłości. Jest ona także stosowana, oprócz innych metod, do charakteryzowania nieciągłości obiektów. Na rysunku 4.11 przedstawiono zasadę prowadzenia badań metodą przepuszczania.

W tej metodzie głowicę nadawczą i odbiorczą umieszcza się na przeciwległych powierzchniach badanego obiektu naprzeciwko siebie. Sygnał, który obserwuje się na ekranie urządzenia badawczego, stanowi impuls fali przechodzącej przez obiekt zarejestrowany przez głowicę odbiorczą. Jeżeli na drodze fali ultradźwiękowej znajduje się nieciągłość (położenie „2” na rys. 4.11), wtedy odebrany impuls ma mniejszą amplitudę i dobiega do głowicy nieco później niż wtedy, gdy fala przebiega przez materiał bez wewnętrznych defektów. O występowaniu nieciągłości badanego materiału świadczy wówczas osłabienie energii fali docierającej do odbiornika oraz dłuższy czas przejścia przez badany obiekt. Osłabienie energii zależne jest od wymiarów i położenia wady względem głowic. Większy spadek energii fali nastąpi, kiedy nieciągłość będzie znajdowała się bliżej głowicy nadawczej i co z tym związane, przysłaniać będzie większą część padającej na nią wiązki ultradźwiękowej. Szacowanie wymiarów wad struktury materiału wykrytych metodą

przepuszczania opiera się na analizie amplitudy i szerokości obwiedni odebranego impulsu [132,178].



Rysunek 4.11. Nieciągłość obiektu, przebieg fali ultradźwiękowej i sygnały obserwowane na ekranie defektoskopu przy wykorzystaniu metody przepuszczania [132].

Technika TOFD (Time-Of-Flight Diffraction) jest jedną z najdynamiczniej rozwijających się nowych technik w całym obszarze badań nieniszczących. Metoda ta jest oparta na wykorzystaniu dyfrakcyjnego ugięcia i rozpraszania fal ultradźwiękowych, m.in. na krawędziach poprzecznych, w stosunku do kierunku przebiegu fal, nieciągłości płaskich. Umożliwia wykrywalność wad płaskich (pęknięć, przyklejeń), wtrąceń, rozwarstwień. Pozwala na dokładne określenie wysokości i długości wad. Wykorzystuje się tutaj zjawisko dyfrakcji fal ultradźwiękowych na krawędziach nieciągłości płaskich oraz zjawisko odbicia. Metodą tą wykrywane mogą być dowolnie zorientowane płaskie (pęknięcia) i objętościowe (pustki) wady materiału.

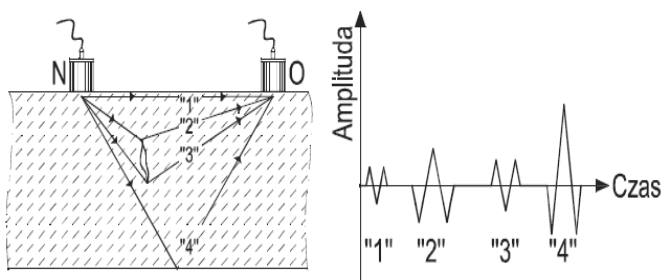
W przypadku nieciągłości zorientowanych poprzecznie, ugięcie fal następuje zarówno na ich górnych, jak i dolnych krawędziach. Pęknięcia poziome, np. rozwarstwienia, wywołują odbicie fal. Nieciągłości objętościowe powodują odbicie części wiązki fal od ich górnych powierzchni. Natomiast część wiązki obiega dolną powierzchnię pustki, tracąc swoją energię.

W metodzie TOFD głowice umieszcza się w ustawieniu równoległym po obu stronach badanego obszaru, czyli np. widocznej na powierzchni rysy. Ideę metody pokazano na rysunku 4.12. Między głowicą nadawczą i odbiorczą przebiega fala podłużna podpowierzchniowa „1”. Dyfrakcja ultradźwięków na krawędziach nieciągłości prowadzi

do powstania fal ugiętych „2” i „3”. Impulsy te docierają do głowicy odbiorczej w czasie pomiędzy rejestracją fali podpowierzchniowej i fali odbitej od dna elementu „4”.

Analiza wyników badań metodą TOFD polega na wykorzystaniu, oprócz informacji wynikających ze zmierzonych amplitud, informacji o fazie zarejestrowanych fal ultradźwiękowych. Impuls „4” odbity na granicy z ośrodkiem o znacznie mniejszej akustycznej oporności falowej oraz impuls fali ugiętej „2” mają fazę różną o 180° w stosunku do fali „1” i impulsu ugiętego na dolnej krawędzi wady. Analiza faz fal ugiętych może zatem dostarczać informacji o rodzaju wykrytej nieciągłości.

Na rysunku 4.12 przedstawiono badania wykorzystujące efekt dyfrakcji fal ultradźwiękowych do szacowania głębokości rys w materiale, co ważne, również z uwzględnieniem zbrojenia, które stanowią element ciągłości ośrodka mimo występujących zarysowań.



Rysunek 4.12. Sygnały obserwowane przy wykorzystaniu metody TOFD [178]

Wzmocnienia są miejscem punktowej dyfrakcji i stanowią swego rodzaju „most”, po którym fale ultradźwiękowe krótszą drogą i z większą prędkością docierają do głowicy odbiorczej. Zjawisko to uniemożliwia bezpośrednią rejestrację fal ugiętych na krawędzi zarysowań. Możliwe jest jednak odfiltrowanie tego efektu dzięki przeprowadzeniu dodatkowego pomiaru impulsu przechodzącego tylko wzdłuż zbrojenia, w strefie, gdzie nie występują zarysowania przy symetrycznym, względem rysy, układzie głowic lub wykonanie podwójnej rejestracji sygnału przy niesymetrycznym rozmieszczeniu głowic, lecz przy odwróconym kierunku transmisji fal w każdym przypadku.

W ostatnich latach, dzięki wprowadzeniu nowoczesnej techniki komputerowej, metoda TOFD uzyskała znacznie szersze możliwości zastosowań w badaniach nieniszczących [132,178].

5. Diagnostyka termowizyjna

Wykorzystanie termowizji w różnych dziedzinach techniki staje się obecnie powszechne. Stosuje się ją w ekologii, medycynie (badaniach nowotworów), ratownictwie, budownictwie, w obserwacji procesów cieplnych, np. do oceny jakościowej i ilościowej, jak również w badaniach materiałów czy też do monitorowania procesów produkcyjnych i przetwórczych w odlewnictwie. Należy podkreślić, że pomiary termowizyjne stanowią często metodę uzupełniającą inne metody diagnostyczne. Zastosowanie termowizji do nieniszczących badań zostało bogato opisane w literaturze [3,4,11,74,102,103,136,141,170].

W badaniach nieniszczących określa się rodzaj i wielkość defektów oraz ich własności, dlatego też różne techniki badawcze są stosowane do określenia różnych defektów. Terminy „termografia” i „termowizja” obejmują metody badawcze polegające na zdalnej i bezdotykowej ocenie rozkładu temperatury na powierzchni badanego ciała [104,122,129,183,196]. Metody te są oparte na obserwacji i zapisie rozkładu promieniowania podczerwonego wysyłanego przez każde ciało, którego temperatura jest wyższa od zera bezwzględnego i przekształceniu tego promieniowania na światło widzialne. Termografia polega więc na rejestrowaniu przez specjalną kamerę podczerwonej części widma promieniowania emitowanego przez ciało, a następnie przetwarzaniu go na kolorową mapę temperatur. System termowizyjny umożliwia pomiar temperatury na odległość i jednocześnie na całej powierzchni.

Ze względu na temperaturę badanego obiektu oraz potrzebę dostarczenia ciepła z zewnątrz (pobudzenie impulsem cieplnym) wyróżnia się termografię:

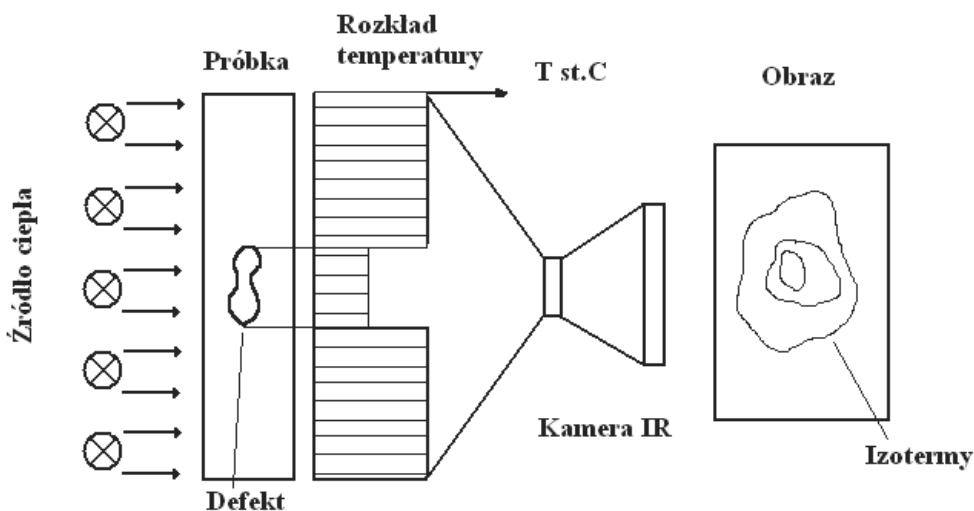
- pasywną, gdzie obserwuje się promieniowanie emitowane przez badany obiekt, niepobudzany zewnętrznym źródłem promieniowania cieplnego. Możliwe jest zastosowanie tej metody tylko do obserwacji obiektów o temperaturze różniącej się od otoczenia w znacznym stopniu, pozwalającym na wykonanie badań i późniejsze analizowanie promieniowania pochodzącego od badanego obiektu.
- aktywną, której istotą jest badanie termicznej odpowiedzi materiału w funkcji czasu na stymulację zewnętrznym impulsem ciepła i ta odpowiedź jest rejestrowana za pomocą termografu. Zasadę pomiaru defektów metodą termograficzną przedstawiono na rysunku 5.1.

W zależności od sposobu stymulacji rozróżnia się kilka rodzajów termografii aktywnej, a mianowicie termografię:

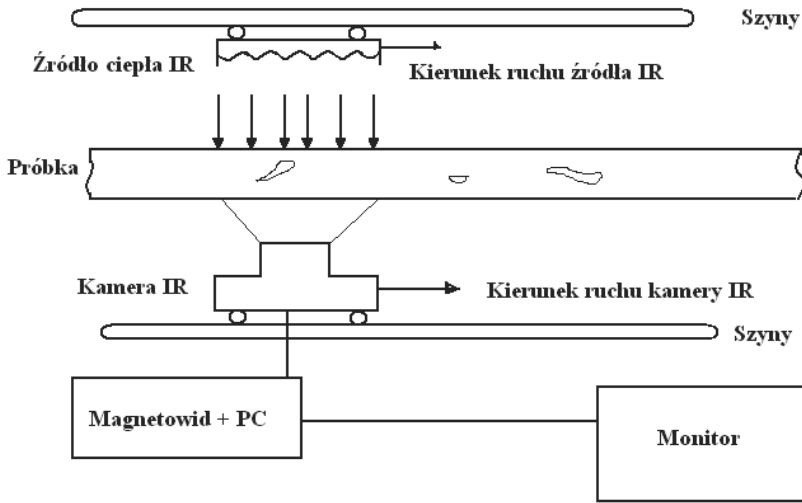
- impulsową (pulsed thermography), uważaną za stosunkowo prosty rodzaj termografii aktywnej. Polega ona na wyznaczeniu i analizie rozkładu temperatury na badanej

powierzchni w czasie jej stygnięcia po uprzednim równomiernym nagraniu impulsem cieplnym.

- modulatoryjną (lock-in thermography with modulated heating), wykorzystującą teorię fal termicznych. Fale termiczne są generowane przez nagrzewanie badanej powierzchni źródłem ciepła, którego natężenie zmienia się sinusoidalnie. Za pomocą termografu podczerwieni wyznacza się oscylujące pole temperatury na powierzchni badanego obiektu w stanie ustalonym. Sekwencja czasowa pól temperatury pozwala odtworzyć postać fali termicznej na badanej powierzchni, co umożliwia wyznaczenie przesunięcia fazy tej fali względem oscylacji źródła ciepła. Otrzymuje się mapę przesunięć fazowych. Przesunięcie fazowe, przy zadanej częstotliwości, jest funkcją dyfuzyjności wady w warstwie powierzchniowej materiału [121].
- impulsowo-fazową (pulsed phase thermography), łączącą zalety termografii impulsowej i modulatoryjnej. Podobnie jak w metodzie termografii impulsowej powierzchnia badanego obiektu jest stymulowana impulsem ciepła i za pomocą termografu podczerwieni rejestruje się rozkład temperatury na badanej powierzchni w czasie jej stygnięcia. Zarejestrowany sygnał, w postaci zależności temperatury od czasu $T(t)$ w poszczególnych punktach powierzchni podczas stygnięcia, zostaje poddany dyskretniej transformacji Fouriera. Sposób pomiaru defektów w sposób ciągły pokazano na rysunku 5.2.



Rysunek 5.1. Zasada pomiaru defektów metodą termograficzną [129]



Rysunek 5.2. Pomiary defektów w sposób ciągły [129]

5.1. Promieniowanie cieplne

Każde ciało o temperaturze wyższej od temperatury zera bezwzględnej emituje promieniowanie cieplne, zwane też temperaturowym. Natężenie tego promieniowania zależy od długości fali λ oraz temperatury obiektu T_{ob} . Obiekty o temperaturze $T_{ob} < 500^{\circ}\text{C}$ emitują promieniowanie leżące prawie całkowicie w zakresie promieniowania podczerwonego. Jeżeli $T_{ob} > 500^{\circ}\text{C}$, to część wysyłanego promieniowania obiektu leży już w zakresie promieniowania widzialnego.

Promieniowanie cieplne jest jednym z rodzajów promieniowania elektromagnetycznego występującego w przyrodzie. Przy założeniu, że na powierzchnię ciała o określonej grubości pada strumień cieplny Φ (ilość ciepła w jednostce czasu), którego strumień Φ_A został pochłonięty, Φ_R - odbity, Φ_p - przepuszczony, wprowadza się następujące określenia:

- współczynnik pochłaniania (absorpcji, ang. absorptance):

$$A = \Phi_A / \Phi \quad (5.1)$$

- współczynnik odbicia (refleksyjności, ang. reflectance):

$$R = \Phi_R / \Phi \quad (5.2)$$

- współczynnik przepuszczania (transmitancji, ang. transmittance):

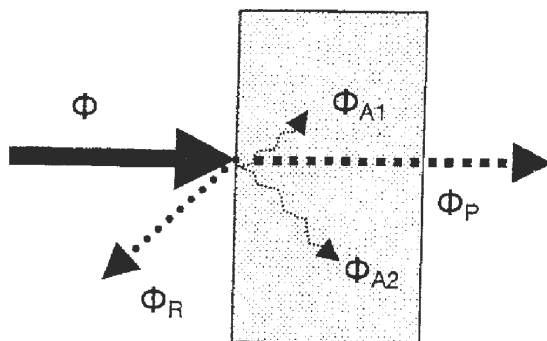
$$P = \Phi_A / \Phi \quad (5.3)$$

Zjawiska te pokazano na rysunku 5.3, przy czym w rzeczywistych przypadkach dla ciał półprzezroczystych występują wielokrotne odbicia wewnętrzne oraz związane z tym wielokrotne pochłanianie promieniowania. Wyróżnia się następujące przypadki szczególne:

- $A = 1, R = 0, P = 0$ - ciało czarne (ang. perfect blackbody), tj. ciało, które pochłania całe padające promieniowanie,
- $R = 1, A = 0, P = 0$ - ciało białe (ang. perfect mirror), tj. ciało, które odbija całe padające promieniowanie,
- $P = 1, A = 0, R = 0$ - ciało przezroczyste (ang. perfect transparent body), tj. ciało, które przepuszcza całe padające promieniowanie.

Dla każdego ciała słuszna jest zależność opisana prawem Kirchhoffa:

$$A + R + P = 1 \quad (5.4)$$



Rysunek 5.3. Rozkład strumienia promieniowania cieplnego Φ padającego na ciało półprzezroczyste [129]

W pomiarach termowizyjnych duże znaczenie ma pojęcie ciała czarnego. Na rysunku 5.4 przedstawiono modele o własnościach bliskich własnościom ciała czarnego. Warunki całkowitego pochłaniania padającego promieniowania uzyskuje się w przedstawionych modelach na drodze wielokrotnego odbicia wewnętrznego.

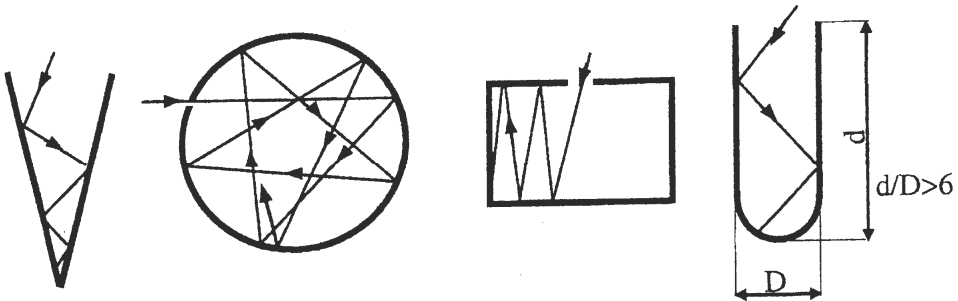
Analogicznie do współczynników pochłaniania A , odbicia R i przepuszczania P , dla promieniowania całkowitego, tj. w pełnym zakresie długości fal, można również wprowadzić współczynniki widmowe dla promieniowania monochromatycznego, tj. przy pewnej określonej długości λ fali:

$$A_\lambda = \Phi_{\lambda A} / \Phi_\lambda, \quad R_\lambda = \Phi_{\lambda R} / \Phi_\lambda, \quad P_\lambda = \Phi_{\lambda P} / \Phi_\lambda \quad (5.5)$$

Również i w tym przypadku słuszna jest zależność

$$A_\lambda + R_\lambda + P_\lambda = 1 \quad (5.6)$$

Współczynniki A , R i P zależą od rodzaju materiału i stanu jego powierzchni, zaś współczynniki A_λ , R_λ , P_λ zależą dodatkowo od długości fali. Należy zaznaczyć, że w ultraszybkich procesach cieplnych dodatkowo zależą od czasu.



Rysunek 5.4. Modele ciała czarnego [129]

Stosunek mocy promienistej (strumienia cieplnego) $d\Phi$ wysyłanej przez dowolnie mały element powierzchni, na którym leży rozpatrywany punkt powierzchni, do pola dF powierzchni tego elementu, nosi nazwę emitancji (egzytancji) energetycznej (ang. radiant emittance, radiant exitance), a w odniesieniu do kąta przestrzennego - natężenia promieniowania (ang. radiant intensity) [129]:

$$M = \frac{d\Phi}{dF}, [W / m^2] \quad (5.7)$$

W tych samych jednostkach co egzytancję wyraża się gęstość strumienia cieplnego, zwaną też natężeniem napromienienia (ang. irradiance):

$$q = \frac{d\Phi}{dF}, [W / m^2] \quad (5.8)$$

a więc strumień cieplny przypadający na jednostkę powierzchni. Strumień cieplny stanowi jednak szersze pojęcie, obejmujące nie tylko promieniowanie, lecz i inne sposoby przenoszenia energii cieplnej, jak przewodzenie i konwekcję.

Monochromatyczne natężenie promieniowania (monochromatyczna emitancja energetyczna) można zdefiniować następująco:

$$M(\lambda, T) = \frac{dM}{d\lambda}, [W / (m^2 \cdot \mu m)] \quad (5.9)$$

Widmowe natężenie promieniowania (ang. spectral radiant emittance, exitance lub intensity) dla ciała czarnego wyraża się prawem Plancka [129]:

$$M_0(\lambda, T) = \frac{2\pi hc^2}{\lambda^5 \left[\exp\left(\frac{hc}{\lambda kT}\right) - 1 \right]} \quad (5.10)$$

gdzie: $c = 299\,792\,458 \pm 1,2$ m/s - prędkość światła w próżni,

$h = (6,626176 \pm 0,000036) \cdot 10^{-34}$ W • s² - stała Plancka,

$k = (1,380662 \pm 0,000044) \cdot 10^{-23}$ W • s/K - stała Boltzmana.

Indeks „0” dotyczy ciała czarnego.

Uwzględniając te stałe, równanie (5.8) można przedstawić w innej postaci

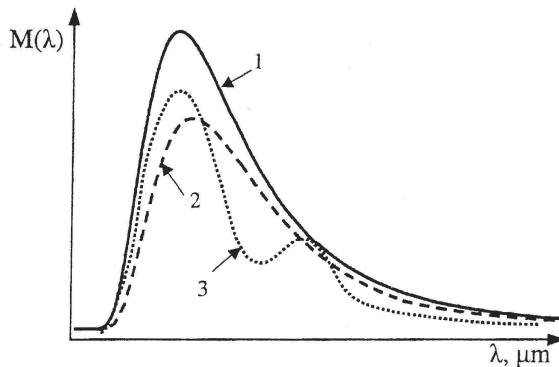
$$M_0(\lambda, T) = \frac{c_1}{\lambda^5 \left[\exp\left(\frac{c_2}{\lambda T}\right) - 1 \right]} \quad (5.11)$$

gdzie: $c_1 = 2\pi h c^2 = (3,741832 \pm 0,000020) \cdot 10^{-16}$ [W • m²] - pierwsza stała promieniowania

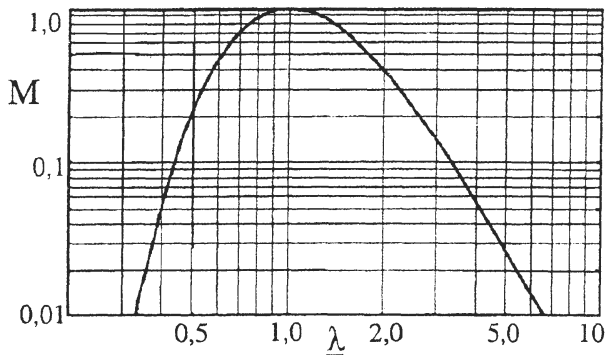
$c_2 = h \cdot c/k = (1,438786 \pm 0,000045) \cdot 10^{-2}$ m • K - druga stała promieniowania.

Na rysunku 5.5 przedstawiono graficznie zależność natężenia promieniowania ciała czarnego $M_0(\lambda, T)$, według wzoru (5.11), od długości fali i temperatury T ciała czarnego.

Niekiedy spotyka się jeszcze inną, uogólnioną interpretację graficzną prawa Plancka (rys. 5.6), podaną w jednostkach względnych: $M = f(\lambda)$, gdzie: $M = M_0(\lambda, T)/M_{0max}$ oraz $\lambda = \lambda/\lambda_{max}$. Taka interpretacja ma charakter uniwersalny, niezależny od wartości temperatury ciała czarnego.



Rysunek 5.5. Zależność natężenia promieniowania ciała czarnego $M_0(\lambda, T)$ według wzoru (5.11) [129]



Rysunek 5.6. Uogólniona interpretacja graficzna prawa Plancka (5.11) podana w jednostkach względnych [129]

Pasmowe natężenie promieniowania $M_0(\lambda_1, \lambda_2)$ otrzymuje się, całkując wzór (5.11) dotyczący określonego zakresu długości fali od λ_1 do λ_2 :

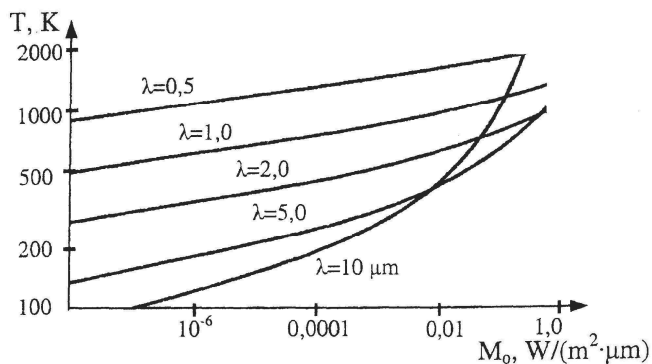
$$M_0(\lambda_1 \div \lambda_2) = \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} \frac{c_1 d\lambda}{\lambda^5 \left[\exp\left(\frac{c_2}{\lambda T}\right) - 1 \right]} \quad (5.12)$$

Na podstawie tego wzoru można wykazać, że cała w przedziale $0 - \lambda_{\max}$ zawiera 25% całkowitej energii promieniowania, zaś w przedziale $\lambda_{\max} - \infty$ pozostałe 75%.

Prawo Plancka umożliwia obliczenie natężenia promieniowania ciała czarnego $M_0(\lambda, T)$ dla danej temperatury T i długości fali λ . Niekiedy istnieje potrzeba określenia temperatury T ciała czarnego w sytuacji, gdy $M_0(\lambda)$ jest zmierzone dla danego λ . Można tego dokonać, stosując odwrotne prawo Plancka [129]:

$$T = \frac{c_2}{\ln \left[\frac{c_1 + \lambda M_0(\lambda)}{\lambda^5 M_0(\lambda)} \right]} \quad (5.13)$$

Interpretację odwrotnego prawa Plancka według wzoru (5.13) przedstawiono na rysunku 5.7.



Rysunek 5.7. Interpretacja odwrotnego prawa Plancka [129]

5.2. Emisyjność

Emisyjnością ϵ danego ciała dla całkowitego zakresu promieniowania, zwaną emisyjnością całkowitą, nazywa się stosunek natężenia promieniowania $M(T)$ w pełnym zakresie

promieniowania dla tego ciała do natężenia promieniowania $M_0(T)$ w pełnym zakresie promieniowania dla ciała czarnego, znajdującego się w tej samej temperaturze:

$$\varepsilon = \frac{M(T)}{M_0(T)} \quad (5.14)$$

Stosunek monochromatycznego natężenia promieniowania $M_\lambda(\lambda, T)$ w danej długości fali λ dla ciała nie czarnego do monochromatycznego natężenia promieniowania $M_{0\lambda}(\lambda, T)$ przy tej samej długości fali dla ciała czarnego, znajdującego się w tej samej temperaturze, nazywa się emisyjnością monochromatyczną ε_λ

$$\varepsilon_\lambda = \frac{M_\lambda(\lambda, T)}{M_{0\lambda}(\lambda, T)} \quad (5.15)$$

Uwzględniając wartość emisyjności ε , ciała występujące w przyrodzie można podzielić na czarne, nie czarne i rozpraszające – rysunek 5.8:

- $\varepsilon_0(\alpha) = 1$; $\varepsilon_0(\lambda, T) = 1$ - ciała czarne (ang. blackbody); α - kąt obserwacji,
- $0 < \varepsilon_0(\lambda, T) < 1$ - ciała nie czarne,
- $\varepsilon_0(\alpha) = \text{const}$; $\varepsilon_0(\alpha) < 1$ - ciała rozpraszające (ang. diffusive radiator).

Ciała nie czarne można podzielić następująco:

- $0 < \varepsilon(\lambda, T) < 1$; $\varepsilon(\lambda, T) = \text{const}$; $\varepsilon(\alpha) = \text{var}$ - ciała szare (ang. greybody),
- $0 < \varepsilon(\lambda, T) < 1$; $\varepsilon(\lambda, T) = \text{var}$; $\varepsilon(\alpha) = \text{var}$ - ciała nie szare, tj. ciała promieniujące selektywnie (ang. selective radiator).

Ciała rozpraszające to takie, których wartość emisyjności jest niezależna od kąta obserwacji α . Powierzchnia takich ciał zwane jest powierzchnią Lamberta (ang. Lambertian surface). Analogicznie, niekiedy mówi się także o ciele odbijającym (ang. diffusive reflector). Jest to ciało, którego wartość współczynnika odbicia R nie jest zależna od kąta obserwacji α .

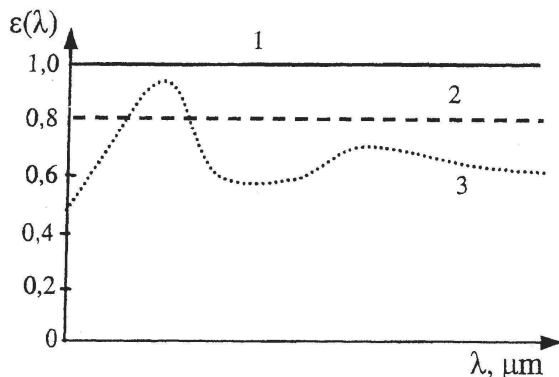
Dla zjawisk o dużej szybkości zmian temperatury następują również znaczące zmiany emisyjności. Efekt ten jest powodem pogorszenia dokładności pomiaru temperatury szybkich procesów cieplnych za pomocą metod bezstykowych [25].

Można więc zapisać, że emisyjność ε danego ciała jest funkcją kąta obserwacji α , długości fali λ , temperatury ciała T oraz czasu τ .

$$\varepsilon = f(\alpha, \lambda, T, \tau) \quad (5.16)$$

W przyrodzie występują także ciała półprzezroczyste. Ich współczynnik emisyjności można przedstawić wzorem [129]:

$$\varepsilon = \frac{(1-R)(1-P)}{1-RP} \quad (5.17)$$



Rysunek 5.8. Zależność emisyjności ε różnych ciał występujących w przyrodzie od długości fali λ : 1 - ciała czarne, 2 - szare, 3 - promieniujące selektywnie [129]

Uwzględniając prawo Kirchhoffa (5.16), w uzupełnieniu materiału podanego na początku tego rozdziału, można wyróżnić następujące przypadki szczególnie:

- dla ciał czarnych ($R = 0, P = 0$): $\varepsilon = 1$,
- dla ciał białych ($R = 1, P = 0$): $\varepsilon = 0$,
- dla ciał nie białych (nie odbijających) ($R = 0$): $\varepsilon = 1 - P$,
- dla ciał przezroczystych ($P = 1, R = 0$): $\varepsilon = 0$,
- dla ciał nieprzezroczystych ($P = 0$): $\varepsilon = 1 - R$.

W celu określenia ε należy jeszcze uwzględnić wiele innych czynników, które są trudne do ujęcia matematycznego, np. stan powierzchni badanego ciała czy jej jednorodności. W związku z powyższym, wartości emisyjności poszczególnych ciał udaje się wyznaczyć z niewielką dokładnością.

W celu umożliwienia porównania własności różnych materiałów w sposób niezależny od stanu ich powierzchni stosuje się niekiedy pojęcie emisyjności właściwej, oznaczanej odpowiednio: ε' – emisyjność właściwa całkowita, ε'_λ – emisyjność właściwa monochromatyczna oraz $\varepsilon'_{\lambda_1+\lambda_2}$ – emisyjność właściwa pasmowa. Emisyjności właściwe ε' ,

ε_λ' lub $\varepsilon'_{\lambda_1+\lambda_2}$ są to emisyjności wyznaczone w kierunku normalnym do płaskiej, polerowanej i dostatecznie grubej powierzchni, tak aby była ona nieprzezroczysta. Emisyjności te także podawane są jako normalne.

Z prawa Kirchhoffa przyjmuje się, że przy pełnym zakresie promieniowania, tj. $\lambda = 0 - \infty$, współczynnik absorpcji (pochłaniania) A jest równy emisyjności ε

$$A = \varepsilon \quad (5.18)$$

Podobnie w wszelkich ciałach w danej temperaturze i przy danej długości fali λ współczynnik pochłaniania A_λ jest równy emisyjności monochromatycznej ε_λ

$$A_\lambda = \varepsilon_\lambda \quad (5.19)$$

oraz dla określonego pasma promieniowania w zakresie $\lambda_1 \div \lambda_2$

$$A_{\lambda_1 \div \lambda_2} = \varepsilon_{\lambda_1 \div \lambda_2} \quad (5.20)$$

gdzie: $A_{\lambda_1 \div \lambda_2}$ - współczynnik pochłaniania dla zakresu fal $\lambda_1 \div \lambda_2$,

$\varepsilon_{\lambda_1 \div \lambda_2}$ - emisyjność pasmowa dla zakresu długości fal $\lambda_1 \div \lambda_2$.

Należy zaznaczyć, że przy napromienieniu cieplnym współczynnik absorpcji A (lub A_λ , $A_{\lambda_1 \div \lambda_2}$) danego ciała równy jest jego emisyjności ε (ε_λ lub $\varepsilon_{\lambda_1 \div \lambda_2}$) tylko wtedy, gdy napromienienie nie powoduje wzrostu temperatury ciała.

Ciało czarne jest zdefiniowane jako takie ciało, które pochłania całe padające promieniowanie (nie zachodzi więc odbicie - dlatego właśnie ciało wydaje się czarne). W stanie równowagi termodynamicznej natężenie promieniowania emitowanego musi być równe natężeniu promieniowania pochłoniętego przez dane ciało.

Żaden zatem inny obiekt o takiej samej temperaturze jak ciało czarne oraz w identycznych warunkach nie może wypromieniować więcej energii niż ciało czarne, które jest jednocześnie doskonałym emiterem. Dla ciał nie czarnych (rozpraszających, szarych, nie szarych, promieniujących selektywnie) we wszystkich podanych wyżej wzorach należy uwzględnić współczynnik emisyjności ε , który jest mniejszy od 1. Wtedy wzory te przyjmą postać:

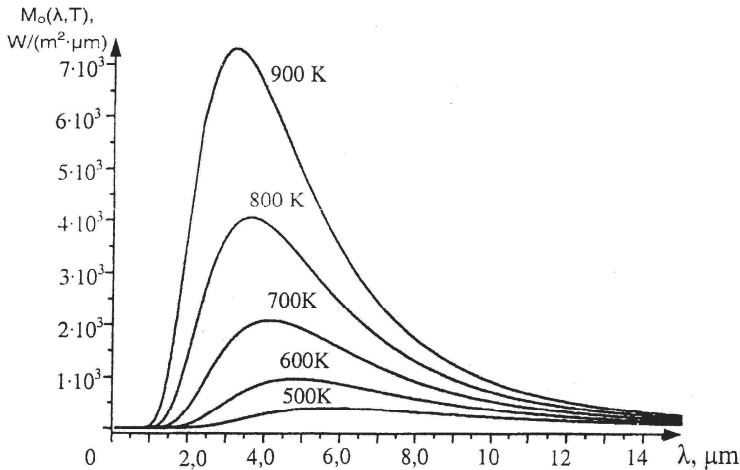
$$M(\lambda, T) = \frac{\varepsilon(\lambda, T) \cdot c_1}{\lambda^5 \left[\exp\left(\frac{c_2}{\lambda T}\right) - 1 \right]} \quad (5.21)$$

$$M(\lambda, T) = \frac{\varepsilon(\lambda, T) \cdot c_1}{\lambda^5 \cdot \exp\left(\frac{c_2}{\lambda T}\right)} \quad (5.22)$$

$$M(\lambda, T) = \frac{1}{c_2} \cdot \varepsilon(\lambda, T) \cdot T \cdot \lambda^4 \quad (5.23)$$

$$M(T) = \frac{\pi^4}{15} \frac{c_1}{c_2^4} \cdot \varepsilon(T) \cdot T^4 = \varepsilon(T) \cdot \sigma_0 \cdot T^4 = \varepsilon(T) \cdot C_o \left(\frac{T}{100}\right)^4 \quad (5.24)$$

Uwzględniając powyższe zależności, na rysunku 5.9 przedstawiono porównawczo charakterystyki natężenia promieniowania $M(\lambda)$ odpowiednio dla ciała: czarnego - krzywa 1, szarego - krzywa 2 oraz promieniującego selektywnie - krzywa 3.



Rysunek 5.9. Charakterystyki natężenia promieniowania $M(\lambda)$ według wzoru Plancka dla ciała czarnego (1), szarego (2) oraz promieniującego selektywnie (3) [129]

W obliczeniach technicznych większość ciał rzeczywistych można uważać za szare lub promieniujące selektywnie [129].

Emisyjność jest wskaźnikiem mówiącym o zdolności danego obiektu do wypromieniowania energii promienistej. Duża wartość ε obiektu świadczy o tym, że jest on dobrze „mierzalny” przez kamerę. Jeśli ε jest bliskie zera, to świadczy to o tym, że obiekt jest „trudno mierzalny” przez kamerę. Wiąże się to z wpływem promieniowania otoczenia odbitego od obiektu. Wartość współczynnika emisyjności zależy od rodzaju materiału, wykończenia jego powierzchni (polerowana, utleniona), geometrii powierzchni, temperatury materiału (równanie 5.16).

Wprowadzenie do kamery termowizyjnej dokładnej wartości ε badanego obiektu ma podstawowe znaczenie dla prawidłowego pomiaru temperatury.

Metoda ta polega na wyznaczeniu emisyjności obiektu z zastosowaniem stykowych metod pomiaru temperatury. Należy tak dostrajać wartość emisyjności w kamerze, aby wskazała ona tę samą temperaturę, jaką uzyskano, stosując metodę stykową. Otrzymana w ten sposób wartość emisyjności równa jest emisyjności powierzchni obiektu. Inna metoda pomiaru temperatury obiektu polega na nawierceniu w nim otworu o głębokości co najmniej 6 razy większej od średnicy. Taki otwór można traktować jak ciało czarne o emisyjności $\varepsilon_{ob} \approx 1$. Należy zaznaczyć, że opisana metoda jest metodą przybliżoną, gdyż prowadzi do zaburzenia rozkładu temperatury na powierzchni obiektu.

Współczynnik emisyjności ε_α obiektów o wysokiej temperaturze, zależny od kąta obserwacji α , dla dowolnego punktu krzywizny walca lub ε dowolnej powierzchni płaskiej można także wyznaczyć, stosując przybliżoną zależność

$$\varepsilon_\alpha \approx \left(\frac{T_w}{T_r} \right)^4 \quad (5.25)$$

gdzie: T_w , - temperatura wskazana przez kamerę w danym punkcie powierzchni ciała lub krzywizny walca,

T_r - temperatura rzeczywista w danym punkcie powierzchni ciała lub krzywizny walca, zmierzona np. metodą stykową z zastosowaniem termometru wzorcowego.

Strumień cieplny promieniowania ciała czarnego o temperaturze T_r , pochłaniany przez detektor kamery o temperaturze T_d i powierzchni F_d , można zapisać

$$\Phi_{1-2} \approx \sigma_o \cdot F_d (T_r^4 - T_d^4) \quad (5.26)$$

Jest to wzór przybliżony, gdyż między innymi nie uwzględniono w nim geometrii optyki oraz parametrów transmisji atmosfery.

Strumień ciepły wysyłany przez ciało nie czarne o emisyjności ϵ_o zależnej od kąta obserwacji α . w analogicznych warunkach wynosi

$$\Phi_{1-2} \approx \sigma_o \cdot F_d \cdot \epsilon_\sigma (T_r^4 - T_d^4) \quad (5.27)$$

Po wprowadzeniu do mikrokontrolera kamery wartość emisyjności $\epsilon_\alpha = 1$, wskaże ona jakąś inną temperaturę T_w , niższą niż T_r . Do detektora kamery dotrze jednak taki sam strumień ciepła Φ_{1-2}

$$\Phi_{1-2} \approx \sigma_o \cdot F_d (T_r^4 - T_d^4) \quad (5.28)$$

Porównując wzory (5.27) oraz (5.28), po przekształceniach otrzymuje się

$$\epsilon_\alpha = \frac{T_w^4 - T_d^4}{T_r^4 - T_d^4} \quad (5.29)$$

Wówczas, gdy T_w , (T_r) jest dużo wyższe od temperatury detektora kamery, T_d , (dla kamer z detektorami chłodzonymi $T_d = 70 - 200$ K), wzór (5.29) można zapisać w postaci (5.25). Wyznaczona w ten sposób emisyjność jest przybliżoną emisyjnością średnią w zakresie pasma czułości detektora. Niekiedy można skorzystać z zależności przybliżonych:

- emisyjność idealnie gładkiej powierzchni metalu w funkcji długości fali promieniowania λ (wzór jest słuszny dla $\lambda > 2 \mu\text{m}$):

$$\epsilon_\lambda = k \sqrt{\frac{\rho}{\lambda}}, \quad (5.30)$$

gdzie: $k = 0,365 \Omega^{-1/2}$ - stały współczynnik, ρ - rezystywność, Ωm .

- emisyjność rzeczywistej powierzchni metalu w funkcji długości fali λ

$$\epsilon_\lambda = \frac{1}{b_1 \sqrt{\lambda} + b_2}, \quad (5.31)$$

gdzie: b_1 , (μm)^{-1/2}, b_2 - stałe współczynniki.

- emisyjność monochromatyczna ε_λ materiałów nieprzewodzących, zależna od ich współczynnika załamania n_λ

$$\varepsilon_\lambda = \frac{4n_\lambda}{(n_\lambda + 1)^2}, \quad (5.32)$$

gdzie: $n_\lambda = 1,5 \div 4$ dla związków nieorganicznych oraz $2,0 \div 3,0$ dla tlenków metali.

Przy pomiarach temperatury obiektów z zastosowaniem kamer termowizyjnych należy się liczyć z następującymi rodzajami błędów:

- metody,
- wzorcowania,
- toru elektronicznego.

Do źródeł błędów metody pomiaru termowizyjnego w warunkach rzeczywistych można zaliczyć:

- błąd oszacowania emisyjności ε_{ob} obiektu. Jest ważny szczególnie wtedy, gdy na tym samym termogramie mierzone jest pole temperaturowe składające się z wielu obiektów o różnej emisyjności. Jednocześnie należy zaznaczyć, że nie istnieje kamera, która umożliwiałaby precyzyjny, zdalny pomiar temperatury badanego obiektu i pełne wyeliminowanie wpływu błędnego oszacowania emisyjności na dokładność pomiaru. Emisyjność obiektu zależy od długości fali λ , temperatury T , rodzaju materiału, stanu powierzchni, kierunku obserwacji, polaryzacji, a w ultraszybkich procesach cieplnych także od czasu τ . Błąd pomiaru termowizyjnego związany z błędem oszacowania emisyjności obiektu można przykładowo znacznie zmniejszyć poprzez pomalowanie obiektu farbą o znanej emisyjności lub, w miarę możliwości, dokonując równomiernego nagrzewania obiektu, a następnie tworząc mapę jego emisyjności.

Błąd ponadto może być spowodowany wpływem odbitego przez obiekt promieniowania otoczenia.

Wpływ promieniowania emitowanego przez otoczenie jest znaczny, gdy $T_o \geq T_{ob}$ i/lub jeśli ε_{ob} jest małe. Podczas pomiarów termowizyjnych na zewnątrz należy się dodatkowo liczyć z błędami związanymi z wpływem promieniowania słonecznego. Słońce może być bowiem traktowane jako wysokotemperaturowe ciało czarne. Promieniowanie słoneczne padające na badany obiekt podlega filtrującemu działaniu atmosfery, zależnemu od pory dnia i warunków atmosferycznych. Analiza wpływu promieniowania słonecznego na dokładność termowizyjnego pomiaru temperatury nie jest zadaniem prostym, gdyż jego

wpływ generalnie uniemożliwia pomiar. Wyjątkiem może być tutaj badanie jakościowe obiektów wysokotemperaturowych o $\epsilon_{ob} \approx 1$. Sytuacja komplikuje się jeszcze bardziej, gdy od badanego obiektu odbija się również promieniowanie niebosłonu, zabudowań i gruntu. Aby skompensować te niekorzystne zjawiska, przed pomiarem należałoby wprowadzić do mikrokontrolera kamery odpowiednie parametry wejściowe, których określenie niekiedy może być kłopotliwe.

- błąd spowodowany ograniczoną przepuszczalnością (transmisją) atmosfery oraz jej promieniowaniem (emisją). Błąd emisji własnej atmosfery można pominąć, gdy odległość obiekt-kamera nie przekracza kilku metrów.
- błąd spowodowany brakiem możliwości uśredniania wyników pomiarów, a tym samym redukcji wpływu szumu detektora promieniowania, związany z wymaganiami dotyczącymi szybkości pomiaru.

Z błędami wzorcowania są związane błędy dotyczące rzeczywistych warunków pomiaru termowizyjnego:

- promieniowanie własne elementów optycznych i filtrów kamery ma inne wartości niż w warunkach wzorcowania i zależy od temperatury oraz emisyjności układów optycznych,
- odległość obiekt-kamera jest inna niż w trakcie wzorcowania,
- w warunkach wzorcowania precyzyjnie jest określona emisyjność obiektu, pomijalny jest natomiast wpływ promieniowania otoczenia odbitego od ciała czarnego oraz ograniczonej rozdzielczości temperaturowej kamery,
- ograniczonej dokładności wzorca, ograniczonej liczby punktów wzorcowania oraz błędów interpolacji.

Na błędy toru elektronicznego wpływają:

- szumy detektora,
- niestabilność układu chłodzenia (dla kamer z osnowami chłodzonymi),
- wahania wzmocnienia przedwzmacniacza i innych układów elektronicznych,
- ograniczone pasmo przenoszenia detektora i innych układów elektronicznych,
- ograniczona rozdzielczość i nieliniowość przetworników analogowo-cyfrowych.

Błędy toru elektronicznego są poniżej $\pm 1\%$ dla temperatur otoczenia $-15 \div +40^\circ\text{C}$.

W typowych sytuacjach pomiarowych błędy metody osiągają nawet kilka procent i stanowią główne źródło błędów bezstykowego pomiaru pola temperatury za pomocą kamer termowizyjnych. Metoda termowizyjna bezstykowego pomiaru temperatury obiektu nie jest dokładna, szczególnie przy pomiarach rozkładu temperatury obiektu. Charakteryzuje się ona podobnymi niedokładnościami jak dobrze znana i powszechnie wykorzystywana

metoda z zastosowaniem pirometrii optycznej. Dużo lepsze dokładności uzyskuje się, stosując stykowe metody, np. z użyciem termometrów termoelektrycznych, rezystancyjnych czy termistorowych, tym bardziej, że typowy zakres mierzonych temperatur dla obydwu metod jest podobny. Metody stykowe niekiedy jednak nie mogą być stosowane. Niedokładności pomiarów termowizyjnych są szczególnie widoczne podczas pomiaru pola temperatury obiektu niejednorodnego, zbudowanego z różnych materiałów o różnej emisyjności. Z tego względu kamery termowizyjne zaleca się stosować do zdalnego określania rozkładu temperatury obiektów jednorodnych o zbliżonej emisyjności. Mimo że rozdzielczość typowej kamery wynosi 0,1 K, to wartość zmierzonej temperatury obarczona jest bardzo wieloma wielkościami wpływowymi. Dlatego też analiza wyników wymaga indywidualnego podejścia, a od służb pomiarowych wymaga się dużego doświadczeni przy interpretacji rezultatów pomiarów termowizyjnych.

6. Wnioski z analizy literatury

Problem degradacji cieplnej i zmęczeniowej tworzyw i elementów konstrukcyjnych jest podstawowy w dziedzinie konstrukcji maszyn i wyróżniony przez specyfikę stanu obciążenia cieplnego i dynamicznego. Dotychczasowe podejście teorii konstrukcji do tego zagadnienia z reguły nie uwzględnia bezpośredniego wpływu czynnika czasu. Uproszczenie takie znajduje uzasadnienie w odniesieniu do tradycyjnych materiałów konstrukcyjnych stosowanych w budowie maszyn – materiałów metalowych i ceramicznych. W przypadku polimerów konstrukcyjnych istotny wpływ czasu objawia się w procesach eksploatacyjnych, w których obserwuje się zmianę (pogorszenie) własności wytrzymałościowych materiałów, charakterystyczną dla każdego typu tworzywa oraz warunków fizycznych jego użytkowania – temperatury, promieniowania i innych czynników środowiskowych. Procesy te, określane ogólnie jako procesy degradacji cieplnej, zmęczeniowej i innej, od dawna znalazły należne im miejsce w teorii projektowania oraz zasadach eksploatacji układów z udziałem materiałów polimerowych.

Zalety tych materiałów, z których w zaawansowanych dziedzinach techniki szczególną popularność zdobywają kompozyty z udziałem napełniaczy włóknistych i proszkowych, skłaniają konstruktorów do zastosowań związanych z występującymi obciążeniami roboczymi o charakterze okresowo zmiennym. Obciążenia takie wyzwalają mechanizmy wewnętrznej degradacji struktury kompozytów o specyfice zjawisk towarzyszących zmęczeniu materiału. Jednocześnie polimerowa osnowa kompozytu oraz strefy powierzchniowych oddziaływań adhezyjnych podlegają procesom degradacyjnym. Wynika więc potrzeba opracowania oryginalnego podejścia do problemu oceny stopnia wyczerpania zdolności nośnych tej klasy materiałów.

Dotychczas metody badań ultradźwiękowych i termograficznych są wykorzystywane głównie do lokalizacji wad makroskopowych powstałych na etapie wytwarzania polimerowych kompozytów konstrukcyjnych. Instalacje do skanowania metodą ultradźwiękową wszystkich wytwarzanych kompozytów są powszechnie stosowane np. w przemyśle lotniczym.

Jak wspomniano wcześniej polimerowe kompozyty konstrukcyjne w czasie eksploatacji zmieniają swoje własności wytrzymałościowe pod wpływem działania atmosfery (atmosfery przemysłowej), ciepła, obciążeń zmęczeniowych, agresywnych substancji chemicznych. Procesy degradacyjne prowadzą do stopniowego pogorszenia charakterystyk wytrzymałościowych znacznie wcześniej aniżeli pojawiają się wady makroskopowe, możliwe

do wykrycia stosowanymi do tej pory metodami. Dotychczas nie opracowano skutecznej nieniszczącej metody oceny stopnia utraty zdolności nośnych konstrukcji z polimerowych kompozytów konstrukcyjnych szczególnie w warunkach ich eksploatacji. Autor pracy podjął próbę opracowania metodologii nieniszczących badań konstrukcji polimerowych w czasie ich eksploatacji. Założeniem opracowanej metodologii była możliwość oceny stanu konstrukcji w warunkach poligonowych. Ze względu na niewielkie gabaryty urządzeń pomiarowych wytypowano dwie techniki – badania termowizyjne i ultradźwiękowe. Oryginalnym podejściem Autora było opracowanie metodologii umożliwiającej ocenę stopnia wyczerpania własności wytrzymałościowych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo kompozytów, w których w czasie eksploatacji pojawiają się wady mikroskopowe. Metodologia taka pozwoli na monitorowanie stanu polimerowych kompozytów konstrukcyjnych, co umożliwi wymianę badanych konstrukcji wcześniej niż nastąpi ich niekontrolowane uszkodzenie.

7. Teza i cel pracy

W poprzednich rozdziałach pracy opisano akustyczne oraz ciepłe charakterystyki materiałów z uwzględnieniem konstrukcyjnych materiałów polimerowych. Dokonano przeglądu metod badawczych, w szczególności z wykorzystaniem współczesnych technik: ultradźwiękowej i termowizyjnej. Na podstawie dokonanego przeglądu literatury oraz autorskiego doświadczenia zdobytego w wyniku przeprowadzonych badań własnych sformułowana została następująca teza pracy:

Istnieje możliwość wyboru akustycznych i ciepłych charakterystyk polimerowych materiałów konstrukcyjnych, pozwalających na budowę diagnostycznych relacji stwarzających podstawę metodologiczną efektywnych, nieniszczących badań materiałów danej klasy w zakresie oceny stopnia utraty wytrzymałościowych własności użytkowych.

W części badawczej pracy, zgodnie z zakresem sformułowanej tezy, przeprowadzono ocenę zmian głównych charakterystyk wytrzymałościowych materiałów, wskazując możliwość rozszerzenia badanego obszaru na inne wielkości.

Celem podjętych badań było wykazanie prawdziwości sformułowanej przez Autora tezy pracy. Osiągnięcie celu związane było z wyborem określonych charakterystyk procesów diagnostycznych, co wymagało opracowania odpowiedniego programu badań.

Oczekiwany wynikiem potwierdzającym efektywność metod oceny stanu badanych materiałów jest opracowanie niszczącej metody oceny stanu elementów układów technicznych z udziałem polimerowych materiałów konstrukcyjnych, umożliwiającej zwiększenie niezawodności i bezpieczeństwa ich działania.

W szczególności opracowano metodologię diagnozowania stopnia utraty własności wytrzymałościowych kompozytów polimerowych, będącego skutkiem degradacji zmęczeniowej i cieplnej. Do badań wykorzystano kompozyt epoksydowo-szkłany typu TSE-2 produkcji IZOERG w Gliwicach. Metodę diagnostyczną oparto na niszczących badaniach ultradźwiękowych i termowizyjnych.

8. Program badań własnych

Program badań został opracowany na podstawie wcześniejszych badań autorskich dotyczących współzależności stopnia wyczerpania własności wytrzymałościowych kompozytów konstrukcyjnych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo oraz charakterystyk wyznaczanych w nieniszczących badaniach ultradźwiękowych i termowizyjnych. Wyniki tych badań Autor opublikował w periodykach krajowych i zagranicznych [110,147-166]. Przez wiele lat Autor rozprawy prowadził badania różnych kompozytów epoksydowo-szklanych, chcąc dowieść przydatności charakterystyk ultradźwiękowych i termowizyjnych do celów diagnostycznych. Badania te z reguły nie obejmowały obu technik diagnostycznych dla tego samego materiału. W niniejszej pracy przedstawiono wyniki kompleksowych badań ultradźwiękowych i termowizyjnych dla jednego kompozytu w celu umożliwienia porównania efektywności testowanych technik diagnostycznych. Na podstawie wyników wcześniejszych badań dokonano wyboru jako porównawczego materiału kompozytu epoksydowo-szklanego typu TES-2 i dla tego materiału opracowano szczegółowy program badań.

Badany kompozyt poddano przyśpieszonej degradacji dwiema metodami. Pierwsza polegała na degradacji starzeniowej materiału w komorach cieplnych w różnym czasie i w różnych temperaturach (metodykę badania omówiono w rozdziale 8.1 i 9.2). Drugi sposób degradacji polegał na poddaniu kompozytu cyklicznym obciążeniom mechanicznym w warunkach trójpunktowego zginania przy stałej strzałce ugięcia (metodę badań zmęczeniowych omówiono w rozdziale 8.2 i 9.1). W trakcie starzenia cieplnego następują przede wszystkim procesy degradacji osnowy polimerowej. W czasie badań zmęczenia mechanicznego zachodzi uszkodzenie osnowy, niszczenie adhezji między wzmocnieniem a lepiszczem oraz delaminacja, w przypadku kompozytów warstwowych.

8.1. Badania degradacji cieplnej

Długotrwałe cieplne badania degradacji prowadzono w trzech komorach w czasie do około czterech tysięcy godzin. Próbkę badawczą degradowano w trzech komorach cieplnych w temperaturach odpowiednio: 180°C, 200°C i 220°C. Liczba próbek poddanych degradacji została określona potrzebą wyznaczenia krzywej trwałości cieplnej i wynosiła 180 sztuk dla każdej temperatury. Punkty pomiarowe wyznaczano, przyjmując średnie wartości charakterystyk partii 6 próbek. Wyjmowane partie próbek poddawane były badaniom

ultradźwiękowym i termograficznym według procedur opisanych w rozdziałach 9.3, 9.4 i 10. Wszystkie próbki były następnie poddawane niszczącej próbie wytrzymałości na zginanie. Uzyskiwane wyniki posłużyły do wyznaczania krzywych trwałości cieplnej oraz relacji diagnostycznych.

8.2. Badania zmęczeniowe

Badania zmęczeniowe przeprowadzano w temperaturze pokojowej $20^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$. Maszyna zmęczeniowa posiadała cztery ramiona z uchwytami, realizujące cykliczne odkształcanie próbek. Próbki obciążane były sinusoidalnie ze stałą wartością odkształcenia maksymalnego. Liczba cykli była zliczana przez układ pomiarowy. Zginanie prowadzono z częstotliwością 70 cykli na minutę (1,167 Hz). Przy tej częstotliwości temperatura próbki nie ulegała znaczącemu podwyższeniu (w wyniku dyssypacji energii). Rejestrowano również wartość siły niezbędnej do uzyskania założonej strzałki ugięcia próbki. Obserwowany spadek siły (naprężeń) przyjęto za miarę stopnia degradacji zmęczeniowej badanego kompozytu. Badania zmęczeniowe prowadzono do ponad 14 milionów cykli. Próbki cyklicznie poddawano badaniom ultradźwiękowym i termowizyjnym. Seria próbek mocowanych w maszynie zmęczeniowej była okresowo demontowana z uchwytów maszyny i poddawana badaniom ultradźwiękowym i termowizyjnym, a następnie próbki poddawano dalszemu zmęczeniu.

8.3. Badanie wytrzymałości na zginanie

Próbki degradowane cieplnie po nieniszczących badaniach ultradźwiękowych i termowizyjnych poddawano badaniom wytrzymałości na zginanie. Niszczące badania wytrzymałościowe (zginanie trójpunktowe) stanowiły podstawę oceny stopnia degradacji starzeniowej próbek i ich wyniki były wykorzystywane do opracowania relacji diagnostycznych. Badania te przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej FPZ-100 firmy Heckert (Niemcy) zgodnie z normą PN-EN ISO 178 w następujących warunkach:

- temperatura otoczenia - $23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$,
- rozstaw podpór – 160 mm,
- prędkość zginania – 2 mm/min.

8.4. Badania ultradźwiękowe

Wszystkie próbki degradowane cieplnie i zmęczeniowo poddano nieniszczącym badaniom ultradźwiękowym. Badania prowadzono z wykorzystaniem defektoskopu UMT-17. Pomiary wykonywano głowicą ultradźwiękową firmy Parametrics o częstotliwości 2,25 MHz.

W badaniach ultradźwiękowych wyznaczano:

- prędkość propagacji fali ultradźwiękowej,
- współczynnik tłumienia fali ultradźwiękowej.

8.5. Badania termowizyjne

Wszystkie próbki degradowane cieplnie i zmęczeniowo poddano nieniszczącym badaniom termowizyjnym. Badania prowadzono na stanowisku opisanym w rozdziale 12.4. Pod uwagę brano temperaturę w środku próbki po stronie przeciwnej do strony nagrzewanej promiennikiem podczerwieni. Obrazy termowizyjne rejestrowano od chwili rozpoczęcia procesu nagrzewania próbki.

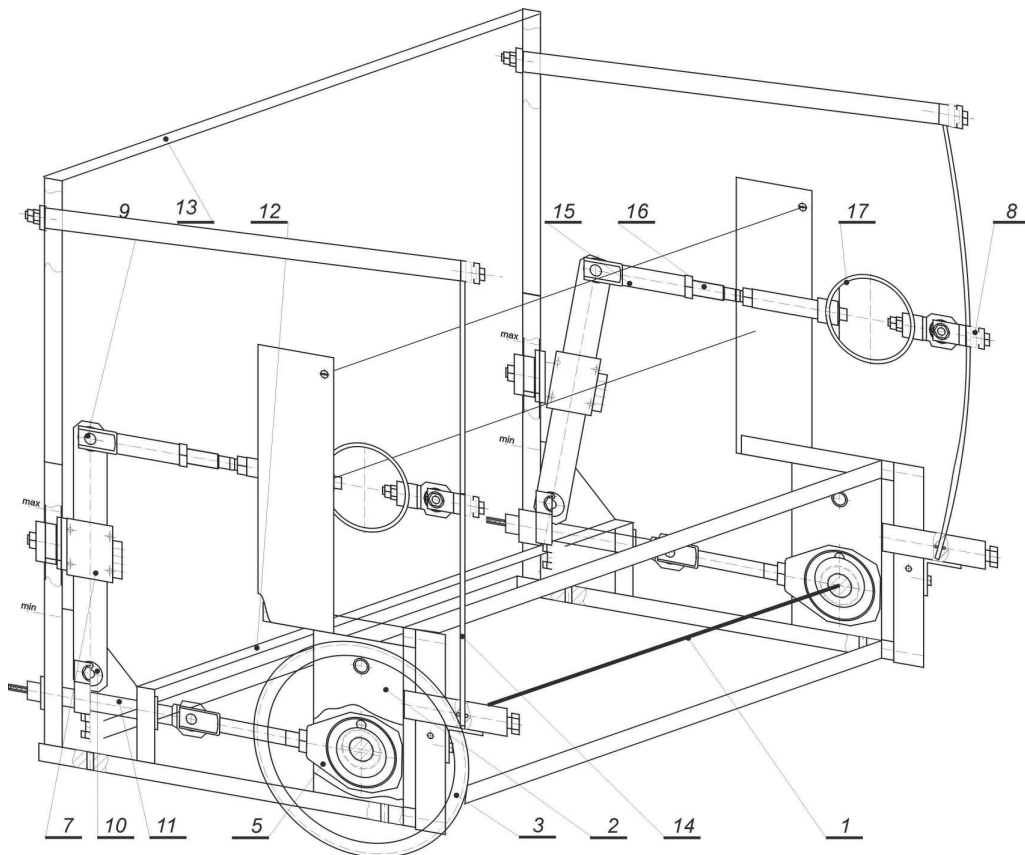
W badaniach termograficznych wyznaczano:

- czas stabilizacji temperatury na powierzchni próbek,
- prędkość wzrostu temperatury na powierzchni próbek.

9. Stanowiska badawcze

9.1. Stanowisko do badań zmęczeniowych

Badania zmęczeniowe przeprowadzono na urządzeniu zaprojektowanym i wykonanym w Zakładzie Przetwórstwa Materiałów Metalowych i Polimerowych Instytutu Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych Politechniki Śląskiej. Schemat urządzenia pokazano na rysunku 9.1. Na schemacie, dla zwiększenia czytelności zasady działania, przedstawiono dwa układy mocowania próbek. W rzeczywistości urządzenie było wyposażone w cztery niezależne układy mocowania próbek.



Rysunek 9.1. Schemat urządzenia do badań zmęczeniowych kompozytów

Stanowisko badawcze (rys. 9.1) osadzono na sztywnej podstawie. Głównym elementem zespołu napędowego był wał napędowy *1*. Wał napędowy osadzony był w trzech węzłach łożyskowych *2*.

Węzeł łożyskowy składa się z obudowy, w której osadzone jest łożysko kulkowe. Na końcu wału umieszczono koło pasowe *3*. Przekładnia pasowa, ze względu na swoją charakterystykę i własności, służy do elastycznego przeniesienia napędu z silnika elektrycznego, poprzez koła pośrednie na wał. Na wale napędowym umieszczono cztery mimośrodowo przesunięte w fazie o 90°. Głównym elementem zespołu mimośrodowo jest obudowa *5* mimośrodowo z osadzonym łożyskiem kulkowym i przykręconym popychaczem mimośrodowo *6*.

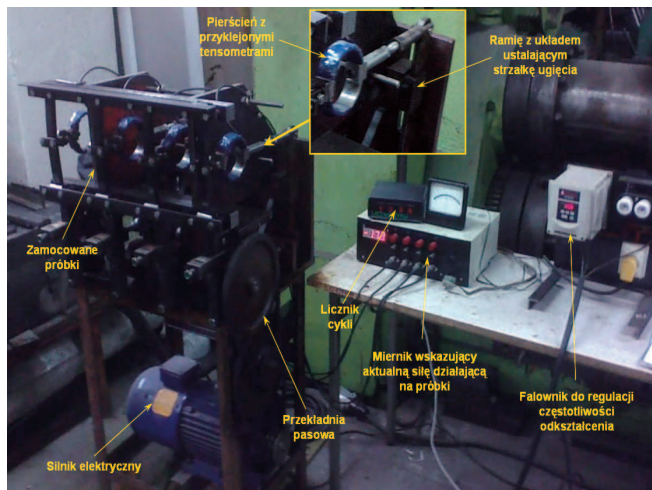
Zespół zginająco-pomiarowy składa się z układu ramienia *7* i popychaczy, połączonych czopami *9*, a w samym ramieniu czopami i łożyskami wahliwymi *10*. Dolna część układu składa się z połączonych popychaczy mimośrodowo *6*, popychaczy *11* poruszających się w płycie *12*, *13*, następnie poprzez układ ramienia *7* ustalającego strzałkę ugięcia próbek *14* do części górnej. Górna część układu składa się z popychaczy *15*, łączników *16*, układu czujników *17* tensometrycznych i chwytaków próbek *8*, w które mocowane są próbki.

Urządzenie do badań wyposażone było w układy pomiaru siły i sterowania napędem. Zmodyfikowany system napędowy urządzenia umożliwia wielokrotne zginanie próbek w cyklu wahadłowym. Maszyna ma płynną regulację amplitudy odkształcenia (w zakresie strzałki ugięcia f od 1 do 10 mm). Napęd urządzenia realizowany był za pomocą silnika elektrycznego sterowanego falownikiem. Stanowisko wyposażono w siłomierze w postaci pierścieni sprężystych z naklejonymi tensometrami w układzie pełnego mostka tensometrycznego, połączonymi z miernikiem elektrycznym. Pomiar siły realizowano niezależnie dla każdego układu mocowania próbki. Do miernika elektrycznego podłączono liczniki zliczające liczbę cykli. Po ewentualnym zniszczeniu próbki licznik cykli danego układu mocowania był zatrzymywany i rejestrowano liczbę zrealizowanych cykli. Urządzenie przystosowano do współpracy z komputerem poprzez kartę analogowo-cyfrową. Widok stanowiska z układem pomiarowym przedstawiono na rysunku 9.2.

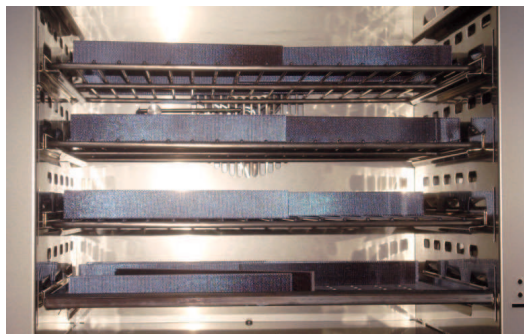
9.2. Stanowisko do badań degradacji cieplnej

Degradację cieplną przeprowadzono w trzech specjalistycznych komorach cieplnych typu SLW 53 STD produkcji Pol-Eko-Aparatura Sp.J. Wodzisław Śląski z wymuszonym obiegiem powietrza. W celu umożliwienia swobodnego przepływu powietrza między próbkami

i równomiernego ich nagrzewania próbki ustawiono na siatkowych półkach w odległości min. 2 cm (rys. 9.3).



Rysunek 9.2. Stanowisko do badań zmęczeniowych z układem pomiarowym

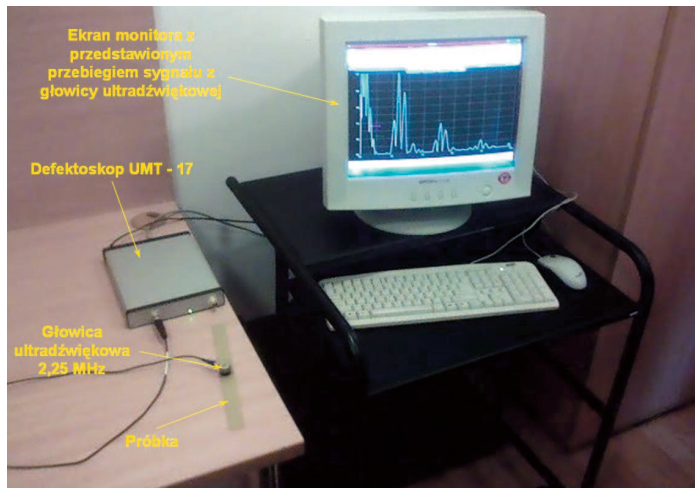


Rysunek 9.3. Ułożenie próbek w komorze cieplnej

9.3. Stanowisko do badań ultradźwiękowych

Badania ultradźwiękowe kompozytów przeprowadzono na stanowisku pomiarowym składającym się z: defektoskopu ultradźwiękowego UMT-17 produkcji firmy Ultramet. S.C.

w Radomiu, komputera klasy PC oraz głowicy ultradźwiękowej firmy Parametrics o częstotliwości 2,25 MHz [70]. Widok stanowiska do badań ultradźwiękowych przedstawiono na rysunku 9.4.



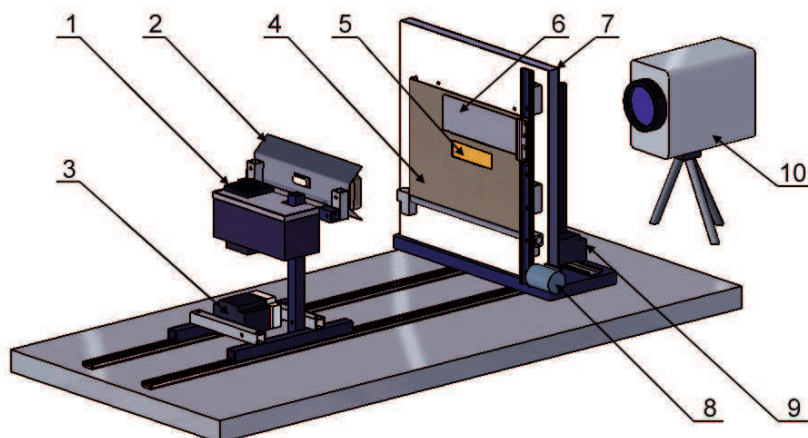
Rysunek 9.4. Stanowisko do badań ultradźwiękowych

9.4. Stanowisko do badań termowizyjnych

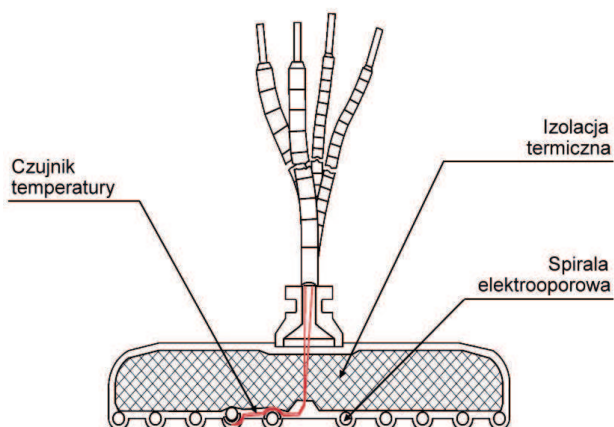
Stanowisko do badań zaprojektowano i zbudowano na podstawie wytycznych przedstawionych w normie PN-EN ISO 821-2:2002. Stanowisko składa się z trzech głównych układów funkcjonalnych: grzewczego, mocowania próbki i rejestracji temperatury. Zostało zaprojektowane i wykonane w ramach prac badawczych prowadzonych w Zakładzie Przetwórstwa Materiałów Metalowych i Polimerowych. Schemat stanowiska przedstawiono na rysunku 9.5.

Układ grzewczy, składający się m.in. z promiennika podczerwieni i regulatora temperatury, osadzono na platformie ruchomej umożliwiającej przemieszczanie całego układu względem prowadnic liniowych, prostopadłych do powierzchni próbki badanej. Rozwiązanie takie pozwalało na każdorazowe odsuwanie gorącego promiennika od układu mocowania próbki po zakończeniu procesu nagrzewania, a tym samym umożliwiało utrzymanie układu mocowania próbki w temperaturze otoczenia podczas prowadzonych badań. Układ ten zapewniał jednorodne warunki nagrzewania dzięki możliwości ustawienia odległości promiennika

podczerwieni od nagrzewanej próbki z dokładnością do 0,1 mm. Jako źródła wymuszenia ciepłego do nagrzewania próbek użyto płaskiego promiennika podczerwieni (rys. 9.6) o mocy 1200 W oraz długości emitowanej fali od 2 do 10 μm .



Rysunek 9.5. Schemat stanowiska do badań: 1 - regulator temperatury, 2 - promiennik podczerwieni, 3 - przełącznik z układem zabezpieczającym, 4 - przesłona czołowa stała, 5 - próbka badana, 6 - przesłona ruchoma, 7 - przegroda termiczna, 8 - napęd przesłony ruchomej, 9 - sterownik programowalny (PLC), 10 - kamera termowizyjna



Rysunek 9.6. Przekrój zastosowanego promiennika podczerwieni SHTS firmy Elstein

Układ mocowania próbki skonstruowano w taki sposób, aby zminimalizować przepływ ciepła pomiędzy uchwytem i próbką badaną. Zastosowanie przesłony czołowej z otworem o wymiarach mniejszych w stosunku do wymiarów próbki zapobiegało nagrzewaniu się boków próbki. W ten sposób jedynie czołowa strona próbki absorbowała promieniowanie impulsu, eliminując przy tym możliwość narażenia detektora podczerwieni na promieniowanie pochodzące z promiennika. Układ mocowania próbki wyposażono dodatkowo w przesłonę ruchomą, służącą do zasłaniania czołowej strony próbki badanej po ustalonym czasie nagrzewania. Przesłona ruchoma, wykonująca ruchy w płaszczyźnie próbki, przemieszczana była za pomocą napędu liniowego sterowanego programowalnym sterownikiem typu PLC. Układ ten zapewniał powtarzalność czasu nagrzewania próbek z dokładnością około $\pm 0,1$ s.

Stanowisko do badań termograficznych przystosowane jest do rejestracji obrazów termowizyjnych na powierzchni próbki przeciwległej do powierzchni nagrzewanej. Stanowisko umożliwia stabilne i dokładne pozycjonowanie próbki oraz taki sam czas nagrzewania dla każdego pomiaru, zapewniając powtarzalność warunków badań. Zastosowanie osłony termicznej zapewnia kontrast temperatury po stronie rejestracji obrazu, jak i nagrzewanie powierzchni próbki bez jej krawędzi. Przesłona termiczna oraz badana próbka zostały pomalowane czarną farbą o współczynniku emisyjności równym około 0,95.

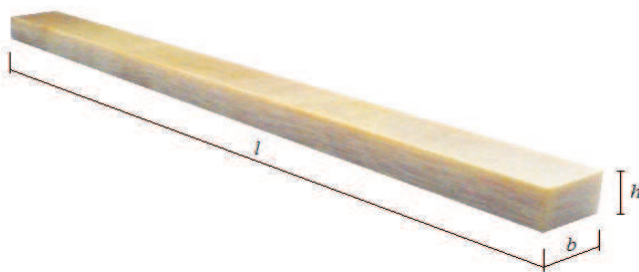
Zmiany temperatury na powierzchni próbek były rejestrowane kamerą termowizyjną („ThermaCAMTM SC640) produkcji „Flir Systems” (Szwecja), współpracującą z komputerem PC wraz z oprogramowaniem („Researcher Professional 2.9”). Kamera SC640, której użyto do badań, wyposażona jest w nowoczesną, niechłodzoną osnowę mikrobolometryczną FPA (Focal Plane Array) pracującą w rozdzielczości 640×480 pikseli w zakresie widma 7,5-13 μm .

Kamera może pracować w trzech zakresach temperatury: od -40°C do 120°C , od 0 do 500°C , i od 300 do 2000°C . W każdym z tych zakresów istnieje możliwość elektronicznego zawężenia badanego zakresu temperatury do 1°C , co ułatwia interpretację uzyskanych wyników i zwiększa dokładność pomiaru.

10. Metodyka badań doświadczalnych

10.1. Wykonanie próbek do badań

Do badań wytypowano kompozyt (laminat) epoksydowo-szklany typu TSE-2 produkcji Izoerg Gliwice o grubości 4 i 10 mm. Laminat ten produkowany jest metodą prasowania, co w dużej mierze eliminuje przypadkowe defekty w postaci pęcherzy powietrza, nieciągłości i delaminacji. W celu uzyskania jak największej powtarzalności wyników próbki zostały wycięte z płyt epoksydowo-szklanych w jednym kierunku w stosunku do osnowy włókien. Do badań degradacji cieplnej wycięto próbki z płyty o grubości 10 mm, natomiast do badań zmęczeniowych z płyty o grubości 4 mm. Wszystkie degradowane cieplnie i zmęczeniowo próbki poddawane były badaniom termograficznym i ultradźwiękowym. Dla próbek degradowanych cieplnie określono wytrzymałość na zginanie. Do badań degradacji cieplnej wycięto z kompozytu epoksydowo-szklanego próbki o wymiarach $10 \times 20 \times 250$ mm (rys. 10.1).



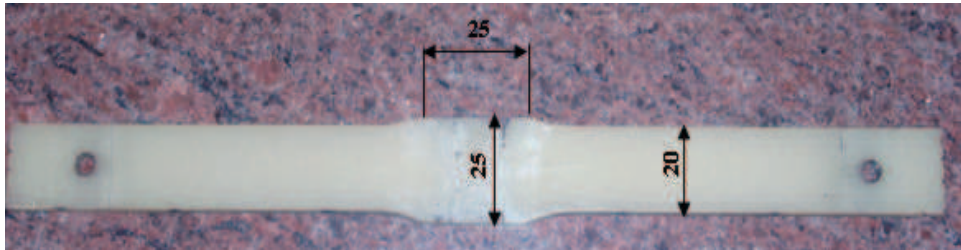
Rysunek 10.1. *Próbka do badań starzeniowych ($l = 250$ mm, $b = 20$ mm, $h = 10$ mm)*

Natomiast do badań degradacji zmęczeniowej wycięto próbki o wymiarach $4 \times 25 \times 250$ mm (rys. 10.2). W trakcie wstępnych badań zmęczeniowych niektóre próbki pękały po około 2 miliony cykli zmęczeniowych, w punkcie nacisku trzpienia gnącego, co uniemożliwiało przeprowadzenie długotrwałych prób zmęczeniowych. Nie zaobserwowano jednak istotnych zmian badanych charakterystyk kompozytu.

W celu uniknięcia działania karbu w środku próbki zmodyfikowano kształt próbek (rys. 10.3). Wszystkie badania zmęczeniowe, a następnie ultradźwiękowe i termowizyjne zamieszczone w niniejszej pracy, wykonano na zmodyfikowanych próbkach.



Rysunek 10.2. Kształt próbek do badań zmęczeniowych przed modyfikacją wymiarów



Rysunek 10.3. Zmodyfikowany kształt i wymiary próbki do badań zmęczeniowych

10.2. Metodyka badań degradacji cieplnej

Badania degradacji cieplnej przeprowadzono w trzech komorach cieplnych z wymuszonym obiegiem powietrza o temperaturach 180, 200 i 220°C. Sposób rozmieszczenia próbek w komorach cieplnych omówiono w rozdziale 9.2. Zgodnie z założonym programem badań przedstawionym w rozdziale 8.1, wyjmowano serie po sześć próbek i poddawano nieniszczącym badaniom ultradźwiękowym i termowizyjnym oraz określano wytrzymałość na zginanie. Niszczące badania wytrzymałościowe (zginanie trójpunktowe) stanowiły podstawę niszczącej metody oceny stopnia degradacji cieplnej próbek i ich wyniki były wykorzystywane do opracowania relacji diagnostycznych. Badania te przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej FPZ-100 firmy Heckert (Niemcy).

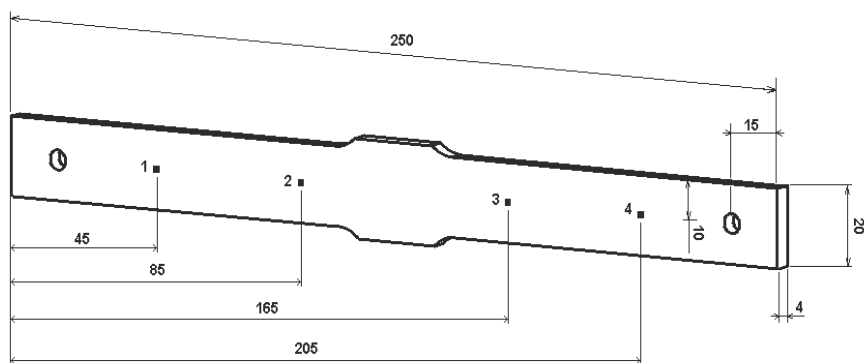
10.3. Metodyka badań zmęczeniowych

Badania zmęczeniowe przeprowadzano w temperaturze pokojowej 20°C ±2°C na urządzeniu przedstawionym w rozdziale 9.1. Próbki obciążane były sinusoidalnie ze stałą wartością odkształcenia maksymalnego. Liczba cykli była zliczana przez układ pomiarowy.

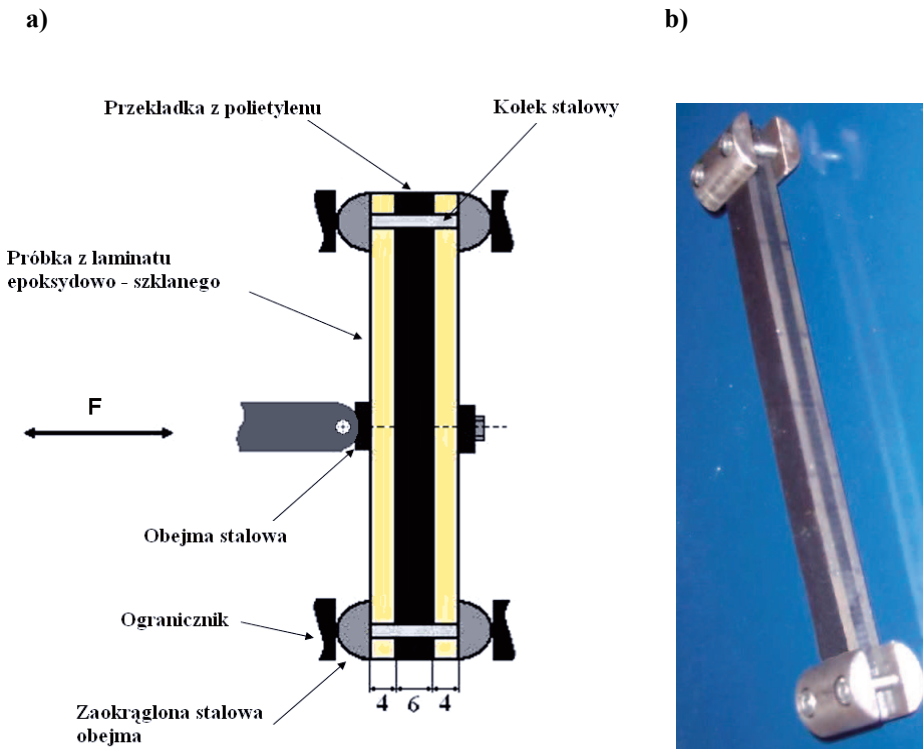
Rejestrowano wartość siły przy wymuszeniu przemieszczeniowym odkształcenia próbki o wartość strzałki ugięcia $f = 3$ mm w jej środkowej części, przy przegubowym podparciu na obu końcach. Odczytu dokonywano przed zamontowaniem próbek na urządzeniu do badań zmęczeniowych oraz każdorazowo po ustalonej liczbie cykli. Odczytywana siła posłużyła do wyznaczenia, w naniesionych punktach pomiarowych (rys. 10.4), naprężeń gnących, które były parametrem służącym do oceny stopnia wyczerpania zdolności nośnych próbek poddanych cyklicznemu zmęczeniu.

Obserwowany spadek siły (naprężeń) był miarą degradacji zmęczeniowej badanego kompozytu. Zginanie prowadzono z częstotliwością 70 cykli maszyny na minutę (1,167 Hz). Przy tej częstotliwości próbki nie ulegały nagrzewaniu w wyniku dyssypacji energii. Wyższe wartości częstotliwości odkształcenia prowadziły do nadmiernego nagrzewania. Próby zmęczeniowe prowadzono do ponad 14 milionów cykli. Próbki okresowo poddawano nieniszczącym badaniom ultradźwiękowym i termograficznym.

Przed przystąpieniem do badań zmęczeniowych na próbkach naniesiono cztery punkty pomiarowe w odpowiednich odległościach od środka próbki (rys. 10.4) oraz dokonano pomiaru grubości w tych punktach. W próbkach wykonano również odpowiednie otwory montażowe potrzebne do łączenia, za pomocą kołka, ze sobą dwóch próbek wraz z przekładką polietylenową. Zginaniu w maszynie zmęczeniowej poddawany był pakiet składający się z dwóch próbek (4 mm) i przekładki z polietylenu dużej gęstości (6 mm), co przedstawiono na rysunku 10.5. Rozwiązanie to miało na celu uzyskanie bardziej równomiernego rozkładu naprężeń normalnych na przekroju próbek podczas zginania niż przy zginaniu pojedynczych próbek w badaniach wstępnych.

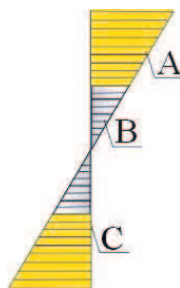


Rysunek 10.4. Wymiary próbki i odległości zaznaczonych punktów pomiarowych



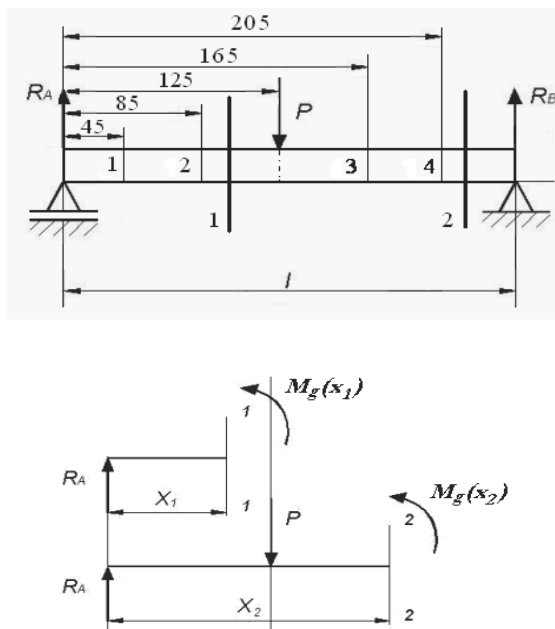
Rysunek 10.5. Schemat zamocowania próbek w uchwytach maszyny zmęczeniowej (a), zdjęcie pakietu próbek z przekładką polietylenową (b)

Rozkład naprężeń w próbkach badawczych z przekładką polietylenową w zmodyfikowanym układzie mocowania przedstawiono na rysunku 10.6.



Rysunek 10.6. Rozkład naprężeń w badanych próbkach i przekładce: A,B – rozkład naprężeń w próbkach badawczych, C – rozkład naprężeń w przekładce

Przyjmując, że próbka była obciążona w sposób pokazany na rysunku 10.7, momenty gnące dla poszczególnych punktów pomiarowych wyznaczono z zależności (10.1 i 10.2). Siłę P , obciążającą próbkę, mierzono za pomocą tensometrycznego układu pomiarowego (rozdział 9.1). Naprężenia gnące wyznaczono, korzystając z zależności (10.4).



Rysunek 10.7. Schemat obciążenia próbki w badaniach zmęczeniowych

Momenty gnące wyznaczono z następujących zależności:

$$M_g(x_1) = R_a \cdot x_1, \quad (10.1)$$

$$M_g(x_2) = R_a \cdot x_2 - P(x_2 - \frac{l}{2}), \quad (10.2)$$

$$R_a = R_b = \frac{1}{2} P, \quad (10.3)$$

gdzie: $M_g(x_1)$ – momenty gnące w pierwszym przedziale [Nmm],

$M_g(x_2)$ – momenty gnące w drugim przedziale [Nmm],

R_a, R_b – reakcje podporowe, [N],

P – siła działająca na próbkę, [N],

l – długość próbki, [mm],

x_1, x_2 – ramiona, na których działa siła w odpowiednim przedziale, [mm].

Maksymalne naprężenia gnące wyznaczono, korzystając z zależności:

$$\sigma_g = \frac{M_g}{W_z}, \quad (10.4)$$

gdzie: σ_g – naprężenie gnące, [MPa],

M_g - moment gnący, [Nmm],

W_z – wskaźnik wytrzymałości na zginanie, [mm³].

Wskaźnik wytrzymałości na zginanie określa zależność:

$$W_z = \frac{bh^2}{6}, \quad (10.5)$$

gdzie: b – szerokość próbki, [mm],

h – grubość próbki, [mm].

10.4. Metodyka badań własności kompozytów epoksydowo-szklanych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo metodą ultradźwiękową

W badaniach ultradźwiękowych określano prędkość propagacji oraz tłumienie fali ultradźwiękowej. Wszystkie próbki, zarówno degradowane cieplnie, jak i zmęczeniowo poddane były badaniom ultradźwiękowym przed rozpoczęciem procesów degradacji. Próbki poddane badaniom zmęczeniowym badano również po określonej liczbie cykli zmęczeniowych.

Przed przystąpieniem do badań ultradźwiękowych dokonano korekcji głowicy, tzn. wyskalowano jej parametry w taki sposób, aby pomiar grubości dokonany za pomocą

suwmiarki zgadzał się z grubością mierzoną metodą ultradźwiękową. Badanie ultradźwiękowe polegało na przykładaniu głowicy w zaznaczonych punktach pomiarowych i odczycie czasu przejścia fali ultradźwiękowej oraz amplitud kolejnych ech dna próbki. W celu poprawy kontaktu głowicy ultradźwiękowej z powierzchnią próbki użyto środka sprzęgającego w postaci żelu.

Wielkości badane posłużyły do wyznaczenia prędkości propagacji fali ultradźwiękowej oraz współczynnika tłumienia.

Prędkość propagacji fali ultradźwiękowej wyznaczano z zależności:

$$c_h = \frac{2 \cdot 10^{-3} \cdot h}{\tau_h}, \quad (10.6)$$

gdzie: c_h – prędkość propagacji fali ultradźwiękowej na grubości próbki, [m/s],

h – grubość próbki, [mm],

τ_h – czas przejścia fali ultradźwiękowej, [μ s].

Współczynnik tłumienia wyznaczono z następującej zależności:

$$\alpha = \frac{\Delta W}{2 \cdot 10^{-3} \cdot h}, \quad (10.7)$$

gdzie: α – współczynnik tłumienia fali ultradźwiękowej, [dB/m],

ΔW – różnica wzmocnień dwóch kolejnych ech, [dB],

h – grubość próbki, [mm].

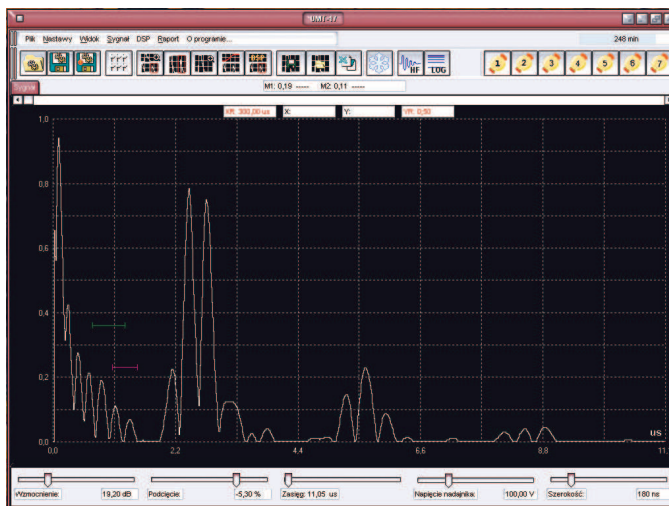
Badania przeprowadzano w celu sprawdzenia związku między zmianami powstającymi w laminacie podczas cyklicznego zmęczenia i degradacji cieplnej a jego własnościami akustycznymi. Ponieważ naprężenia gnące w punktach odpowiednio I i IV i oraz II i III są zbliżone, podawano jeden uśredniony wynik z pary punktów. Dla próbek poddanych zmęczeniu określono w całym zakresie badań prędkość propagacji i tłumienie fali ultradźwiękowej, natomiast w przypadku próbek degradowanych cieplnie opracowano tylko prędkość propagacji fali ultradźwiękowej. W badaniach nie uwzględniono tłumienia, z uwagi na to, że tylko w początkowej fazie degradacji cieplnej pomiar był wiarygodny - ze wzrostem temperatury pomiar tłumienia utrudniony był postępującą delaminacją i rozwarstwieniem kompozytu.

W wyniku ultradźwiękowych badań degradacji cieplnej i zmęczeniowej oraz badań niszczących uzyskano następujące zależności:

- prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych,
- współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych,
- prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od czasu degradacji cieplnej,
- prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od wytrzymałości na zginanie próbek degradowanych cieplnie.

W trakcie badań zmęczeniowych zaobserwowano, że siła konieczna do uzyskania stałego ugięcia próbki maleje z czasem przebiegu procesu zmęczenia (liczbą cykli), czyli następował spadek naprężeń w zginanych próbkach. Było to spowodowane stopniową degradacją zmęczeniową badanych próbek kompozytowych.

Na rysunku 10.8. przedstawiono przykładowy diagram uzyskany w badaniach ultradźwiękowych.



Rysunek 10.8. Przykładowy diagram uzyskany w czasie badań ultradźwiękowych

10.5. Metodyka badań własności kompozytów epoksydowo-szklanych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo metodą termowizyjną

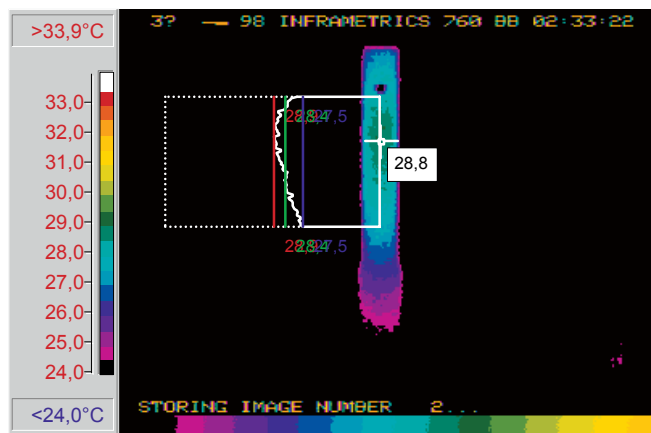
Pomiar metodą termograficzną zaczynał się od nagrzania promiennika w celu ustabilizowania jego temperatury. Okres stabilizacji temperatury promiennika wyniósł około

15 minut. Następnie zakładano próbki w uchwycie mocującym, który umieszczono w polu ekspozycji działania promiennika.

Próbki malowano czarną matową farbą. Czas nagrzewania próbek był taki sam dla każdego pomiaru i wynosił 8,0 sekund dla próbek starzonych cieplnie i 4,0 sekundy dla próbek degradowanych zmęczeniowo. Różnica czasów nagrzewania wynikała z różnych grubości próbek. Czas oraz odległość promiennika od nagrzewanej powierzchni wyznaczono eksperymentalnie, zwiększając stopniowo czas nagrzewania przy ustalonej odległości promiennika, aż do chwili uzyskania odpowiedniego kontrastu temperatur. Na stanowisku rejestrowane były obrazy termowizyjne, na podstawie których uzyskano charakterystyki czasowo-temperaturowe poddawane następnie analizie.

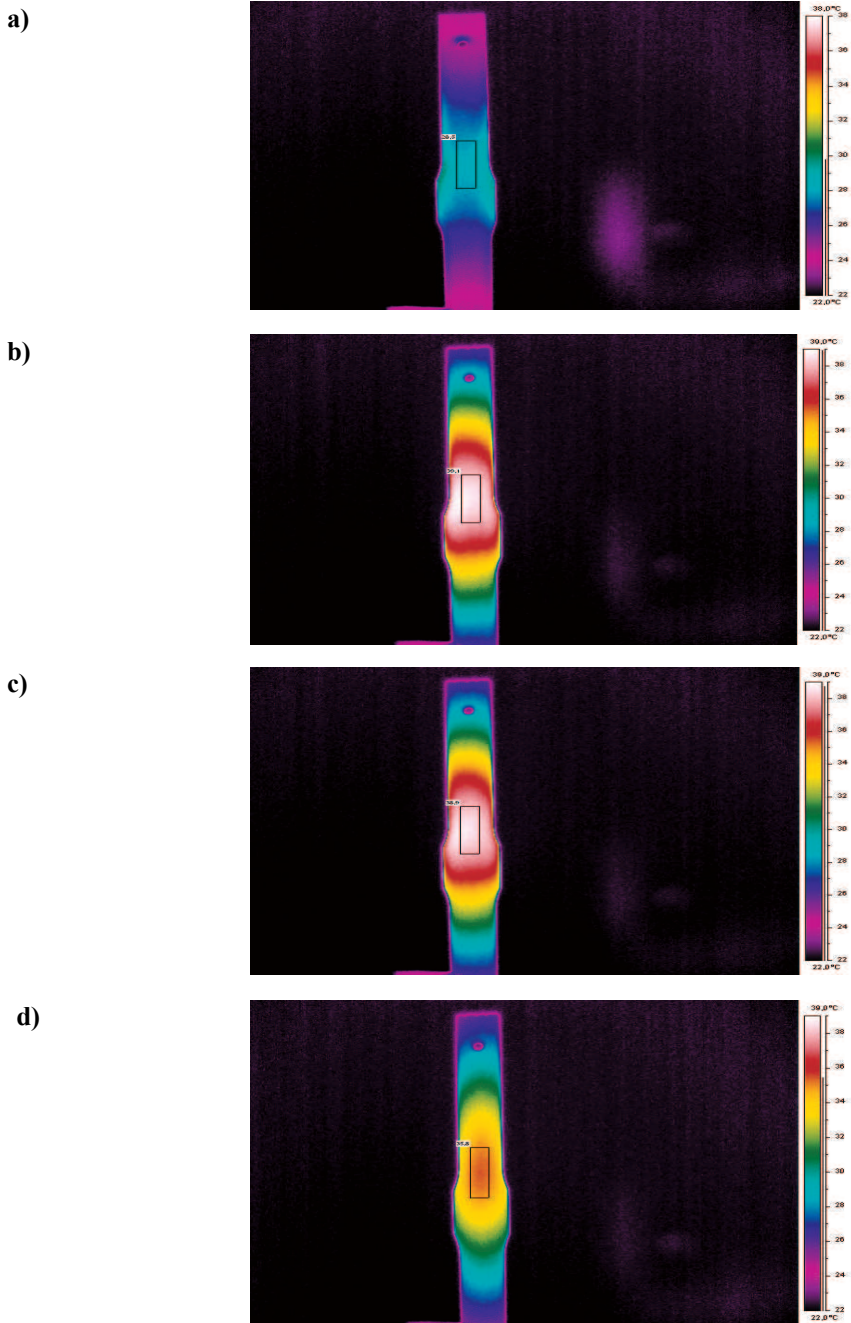
Pomiar rozkładu temperatury za pomocą kamery termowizyjnej rozpoczynał się po zakończeniu procesu nagrzewania próbki od strony przeciwnej. Czas pomiaru wynosił 120 sekund.

Wyniki badań termograficznych opracowano na podstawie sporządzonych wykresów liniowej zależności zakresu zmian temperatury w wybranym punkcie na powierzchni próbki, w funkcji czasu rejestracji. Z zarejestrowanego obrazu termowizyjnego, po każdej sekundzie rejestracji, dokonywano odczytu temperatury w wybranym punkcie na powierzchni próbki. Przykładowy termogram dla wybranej próbki przedstawiono na rysunku 10.9, na którym zaznaczono miejsce pomiaru temperatury, stałe dla wszystkich badanych próbek.



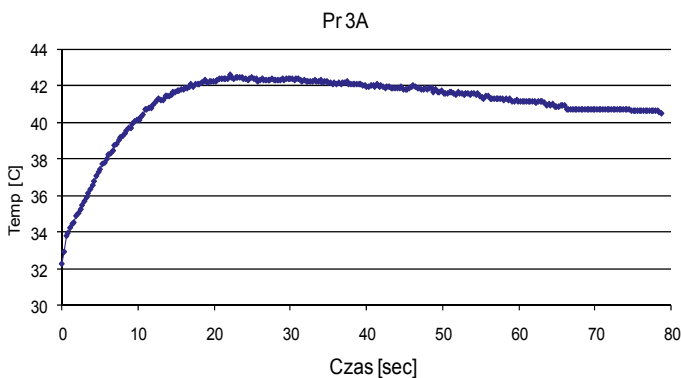
Rysunek 10.9. Termogram z zaznaczonym miejscem pomiaru temperatury

Na stanowisku rejestrowane były obrazy termowizyjne (rys. 10.10), na podstawie których opracowano charakterystyki temperaturowo-czasowo (rys. 10.12).



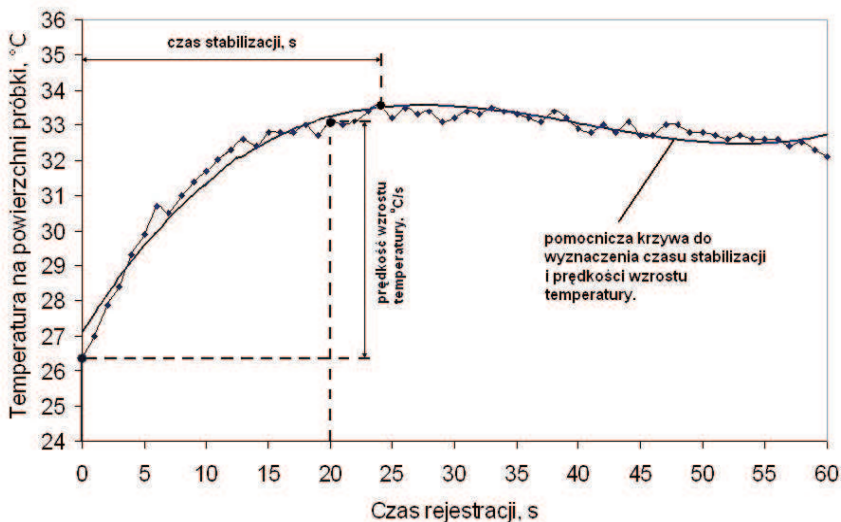
Rysunek 10.10. Termogramy dla próbki po 14 milionach cykli, po 5s (a), 60 (b), 120 (c) i 210s (d)

Na rysunku 10.11 przedstawiono widok przebieg wzrostu temperatury na powierzchni próbki w czasie pomiaru, zarejestrowany kamerą termowizyjną po 14 milionach cykli zmęzeniowych.



Rysunek 10.11. Wykres zależności zarejestrowanej temperatury na powierzchni próbki od czasu. Rejestracja po 14 milionach cykli zmęzeniowych

Na rysunku 10.12 przedstawiono wykres, na podstawie którego opracowano charakterystyki temperaturowo-czasowe.



Rysunek 10.12. Przebieg zmian temperatury w czasie pomiarów termograficznych

W badaniach termowizyjnych analizowano takie cechy temperaturowo-czasowe jak (rys. 10.12):

- czas stabilizacji temperaturowej na powierzchni próbek,
- prędkość wzrostu temperatury na powierzchni próbek.

Prędkość wzrostu temperatury została wyznaczona z następującej zależności:

$$v_w = \frac{T(20s) - T(0s)}{20s}, \quad (10.8)$$

gdzie: v_w – prędkość wzrostu temperatury na powierzchni próbki w wybranym, centralnym punkcie, [°C/s],

$T(20s)$ – temperatura na powierzchni próbki podczas stygnięcia, po 20 s od zakończenia nagrzewania, [°C],

$T(0s)$ – temperatura na powierzchni próbki tuż po zakończeniu nagrzewania, [°C].

11. Wyniki badań i ich analiza

Na podstawie nieniszczących badań ultradźwiękowych kompozytu degradowanego cieplnie i zmęczeniowo wyznaczono następujące zależności:

- prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od czasu degradacji cieplnej (rys. 11.1),
- prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych (rys. 11.2),
- współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych (rys. 11.3),
- wytrzymałości na zginanie od czasu starzenia (rys. 11.4),
- naprężeń gnących od liczby cykli zmęczeniowych (rys. 11.6 i 11.7).

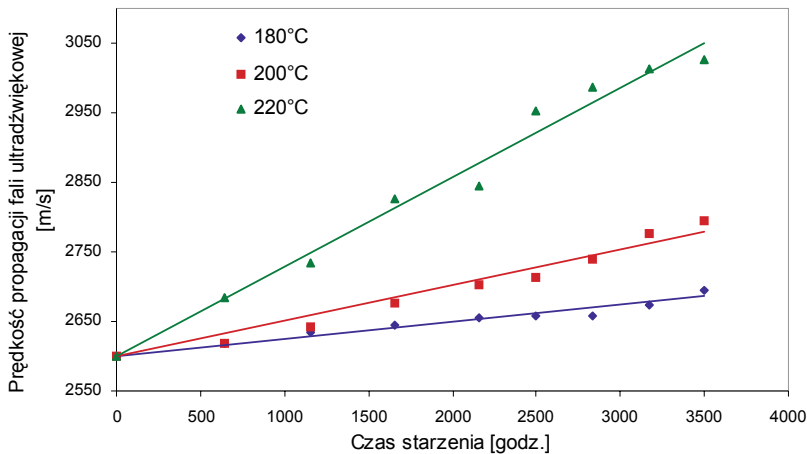
W badaniach termowizyjnych analizowano takie zależności jak:

- prędkość wzrostu temperatury próbki (rys. 11.8),
- czas stabilizacji temperatury (rys. 11.9 i 11.10).

11.1. Zależność prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od czasu starzenia

Na rysunku 11.1 przedstawiono zależności prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od czasu degradacji cieplnej kompozytu TSE-2 w temperaturach 180°C, 200°C i 220°C. Zestawione poniżej wartości kwadratów współczynników korelacji liniowej potwierdzają zasadność liniowej aproksymacji zależności uzyskanych w wyniku pomiarów.

W miarę procesu starzenia prędkość propagacji fali ultradźwiękowej wzrasta. Wzrost jest tym większy, im wyższa jest temperatura starzenia. Obserwowany wzrost prędkości fali ultradźwiękowej wynika ze wzrostu sztywności kompozytów, powszechnie obserwowanego w procesach starzenia cieplnego żywic epoksydowych. Dla badanego kompozytu w czasie starzenia nawet w najwyższej temperaturze nie uzyskano spadku prędkości propagacji fali ultradźwiękowej. Wskazuje to, że kompozyt ten nie uległ w czasie badania degradacji istotnie hamującej propagację fali ultradźwiękowej (np. delaminacja). Uzyskano bardzo dobre dopasowanie funkcji aproksymacyjnych do wyników eksperymentu przy zależności prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od czasu starzenia. Współczynniki determinacji zawierają się w przedziale od 0,9584 do 0,981.



$$180^{\circ}\text{C}, \quad v = 0,0243t + 2600,7, \quad R^2 = 0,9584$$

$$200^{\circ}\text{C}, \quad v = 0,0506t + 2600,7, \quad R^2 = 0,9618$$

$$220^{\circ}\text{C}, \quad v = 0,1283t + 2600,7, \quad R^2 = 0,981$$

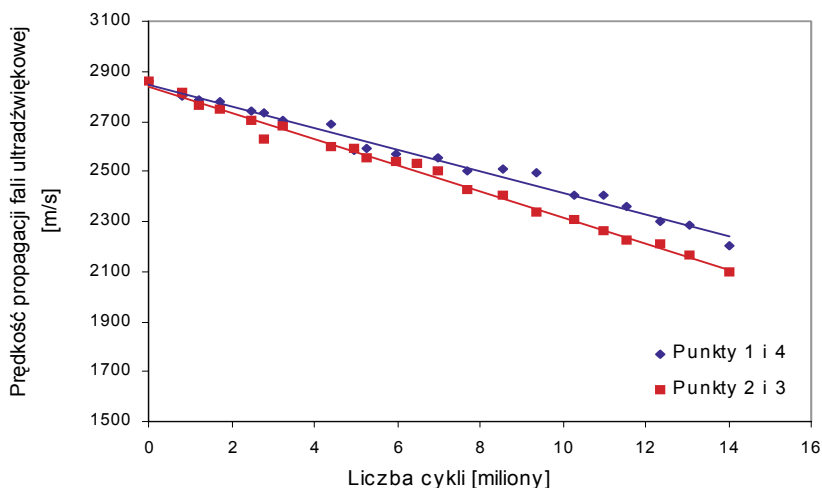
Rysunek 11.1. Zależność prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od czasu starzenia kompozytu TSE-2

11.2. Zależność prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych

W badaniach ultradźwiękowych próbek poddawanych zmęczeniu wyznaczano zależność prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych oraz zależność współczynnika tłumienia od tej liczby. Na rysunku 11.2 przedstawiono zależności prędkości propagacji fali ultradźwiękowej w kompozycie TSE-2 w poszczególnych punktach pomiarowych od liczby cykli zmęczeniowych. Rozmieszczenie punktów pomiarowych na próbkach do badań zmęczeniowych pokazano na rysunkach 10.4 i 10.7. Zgodnie z rysunkiem 10.4 na wykresach oznaczone są jako punkty 1 i 4 (takie same wielkości naprężeń gnących) i punkty 2 i 3 (również takie same wielkości naprężeń gnących).

Jak wskazują przedstawione na rysunku 11.2 zależności, wraz ze wzrostem liczby cykli zmęczeniowych, a więc z postępem procesu degradacji zmęczeniowej, zmniejsza się prędkość propagacji fali ultradźwiękowej. Jest to wynikiem generowania mikropeknięć, mikroobszarów utraty adhezji pomiędzy osnową a wzmocnieniem i innych wad w kompozycie, które stanowią

przeszkody na drodze propagacji fali ultradźwiękowej. Uzyskano bardzo dobre dopasowanie funkcji aproksymacyjnych do wyników eksperymentu dla zależności prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych. Współczynniki determinacji wynoszą dla punktów pomiarowych 1 i 4 - 0,9787, a dla punktów pomiarowych 2 i 4 - 0,9892.



$$\text{Punkty 1,4} \quad v = -4E-05lc + 2863 \quad R^2 = 0,9787$$

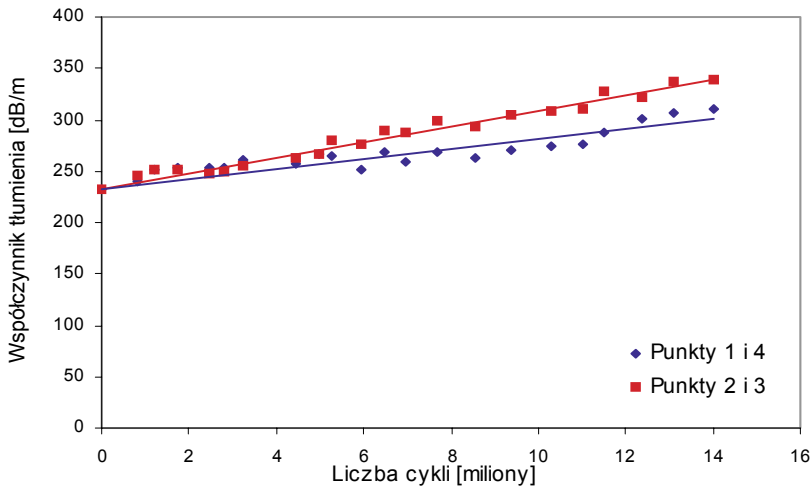
$$\text{Punkty 2,3} \quad v = -5E-050c + 2863 \quad R^2 = 0,9892$$

Rysunek 11.2. Zależność prędkości propagacji fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych

11.3. Zależność współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych

Na rysunku 11.3 przedstawiono zależności współczynnika tłumienia od liczby cykli zmęczeniowych.

Postęp degradacji zmęczeniowej spowodował wzrost współczynnika tłumienia. Można to wytłumaczyć, analogicznie jak w przypadku spadku prędkości propagacji fali ultradźwiękowej, nagromadzeniem się w kompozycie w czasie degradacji zmęczeniowej mikroprzeszkód tłumiących propagację fali. Uzyskano bardzo dobre dopasowanie funkcji aproksymacyjnych do wyników eksperymentu dla zależności współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych. Współczynniki determinacji wynoszą dla punktów pomiarowych 1 i 4 - 0,813, a dla punktów pomiarowych 2 i 3 - 0,9796.



$$\text{Punkty 1 i 4} \quad T1 = 5E-06lc + 233,15 \quad R^2 = 0,813$$

$$\text{Punkty 2 i 3} \quad T1 = 8E-06lc + 233,15 \quad R^2 = 0,9736$$

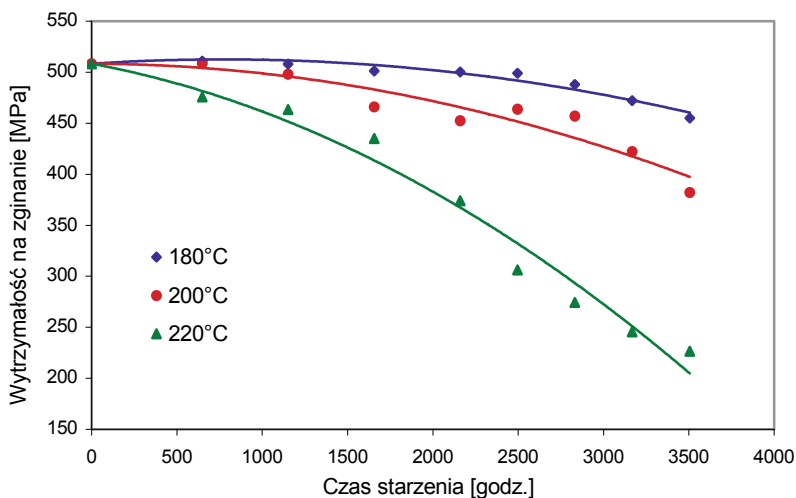
Rysunek 11.3. Zależność współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej od liczby cykli zmęczeniowych

11.4. Zależność wytrzymałości na zginanie od czasu starzenia

Próbki degradowane cieplnie po nieniszczących badaniach ultradźwiękowych i termowizyjnych poddawano niszczącej próbie wytrzymałości na zginanie. Wyznaczano wytrzymałość na zginanie i moduł sprężystości przy zginaniu. Badania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej Heckert FPZ 100/1. Próbę zginania wykonano w następujących warunkach:

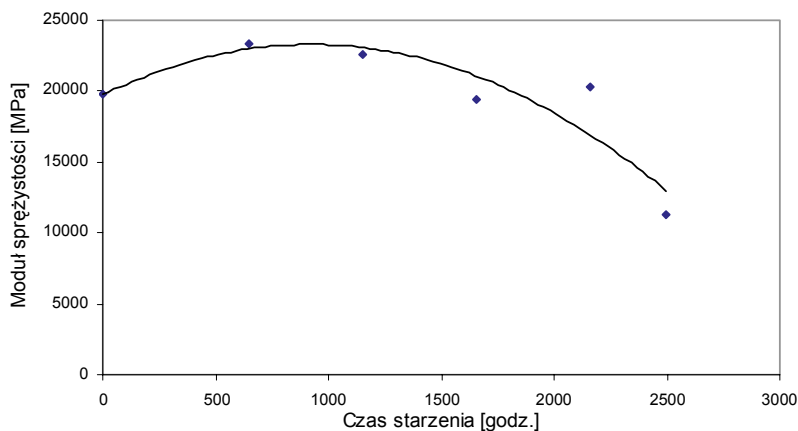
- temperatura badania: $23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$,
- promień krzywizny końcówki trzpienia obciążającego: 0,5 mm,
- promień krzywizny końcówek podpór: 5 mm,
- rozstaw podpór: 160 mm,
- prędkość zginania (trzpienia obciążającego): 2 mm/min,

Na rysunkach 11.4 i 11.5 przedstawiono zależności wytrzymałości na zginanie i modułu sprężystości kompozytu TSE-2 od czasu i temperatury starzenia.



180°C,	$R_g = -6E-06 \cdot t^2 + 0,0068 \cdot t + 512,39$	$R^2 = 0,9281$
200°C,	$R_g = -9E-06 \cdot t^2 - 0,0007 \cdot t + 508,39$	$R^2 = 0,9023$
220°C,	$R_g = -2E-05 \cdot t^2 - 0,031 \cdot t + 508,39$	$R^2 = 0,976$

Rysunek 11.4. Zależność wytrzymałości na zginanie od czasu starzenia próbek z kompozytu TSE-2



220°C,	$E_g = -0,0042 \cdot t^2 + 7,7196 \cdot t + 19739$	$R^2 = 0,816$
--------	--	---------------

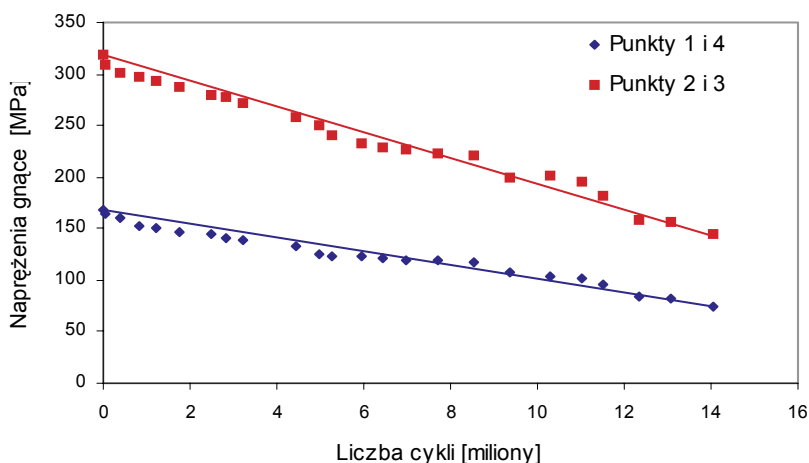
Rysunek 11.5. Zależność modułu sprężystości wyznaczonego w próbie zginania od czasu starzenia próbek w temperaturze 220°C

Analiza uzyskanych wyników jednoznacznie wskazuje na ścisłą zależność wytrzymałości na zginanie od czasu i temperatury starzenia. Na rysunkach 11.4 i 11.5 zamieszczono również postacie funkcji aproksymacyjnych drugiego stopnia oraz wartości współczynników determinacji. Uzyskano bardzo dobre dopasowanie funkcji aproksymacyjnych do wyników eksperymentu dla zależności wytrzymałości na zginanie od czasu starzenia. Współczynnik determinacji zawiera się w przedziale od 0,9023 do 0,976. Natomiast dla zależności modułu sprężystości od czasu starzenia zanotowano znacznie większy rozrzut wyników. Współczynnik determinacji wynosi około 0,816. Wzrost modułu sprężystości w początkowym okresie starzenia świadczy o dotwardzeniu żywicy, a w późniejszym czasie o spadku modułu spowodowanym degradacją osnowy polimerowej. Wskazywała na to obserwacja procesu pęknięcia w próbie zginania. Im wyższa była temperatura i dłuższy czas starzenia, tym próbki pękały bardziej krucho. Zależność pomiędzy modułem sprężystości, a czasem starzenia nie jest monotoniczna, a wyniki pomiarów cechuje znacznie większy rozrzut, co uniemożliwia jej wykorzystanie do budowy relacji diagnostycznych obejmujących pełny zakres temperaturowo-czasowy przeprowadzonych badań. W związku z powyższym wyniki modułów sprężystości wyznaczone w próbie zginania nie były brane pod uwagę.

11.5. Zależność naprężeń gnących od liczby cykli zmęczeniowych

Na podstawie wyników badań zmęczeniowych wyznaczono krzywe zależności naprężenia gnącego, generowanego w zginanej próbce, przy zachowaniu stałej strzałki ugięcia (3 mm). Na rysunku 11.6 przedstawiono zależność średniego naprężenia gnącego w poszczególnych punktach pomiarowych od liczby cykli zmęczeniowych dla kompozytu TSE-2.

Procedura badań zmęczeniowych została przedstawiona w rozdziale 9.1 i 10.3. Przeprowadzone próby zmęczeniowe nie doprowadziły do zniszczenia badanych próbek. Jako miarę wyczerpania własności wytrzymałościowych przyjęto spadek naprężeń gnących potrzebnych do utrzymania stałej strzałki ugięcia w cyklu zmęczeniowym. Wykresy zależności naprężeń gnących oraz wykresy względnego spadku naprężeń gnących od liczby cykli zmęczeniowych przedstawiono na rysunkach 11.6 i 11.7. Ze względu na zbliżony stan naprężeń w punktach 2 i 3 oraz 1 i 4 (rys. 11.6.) do opisu poziomu naprężeń w badanych punktach próbek brano wartości średnie odpowiednio dla par punktów pomiarowych 2 i 3 oraz 1 i 4.



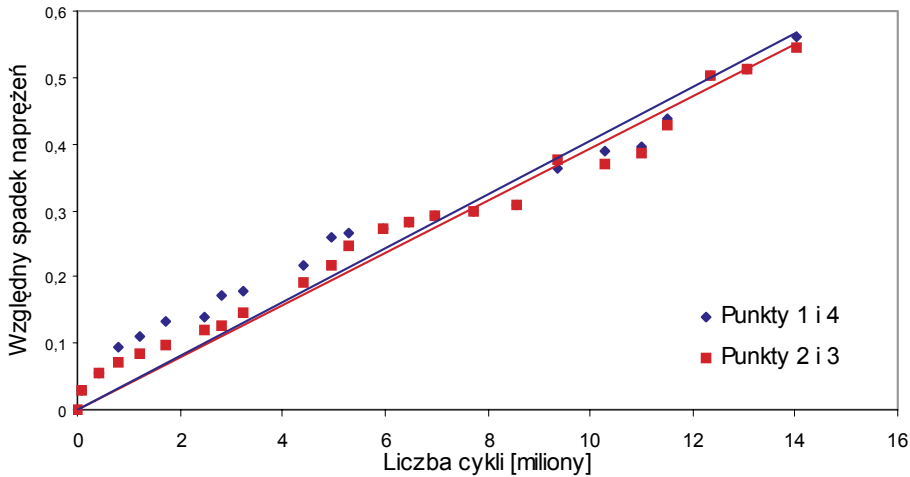
Punkty 1 i 4	$\sigma = -7E-06 \cdot lc + 168,94$	$R^2 = 0,9354$
Punkty 2 i 3	$\sigma = -1E-05 \cdot lc + 319,11$	$R^2 = 0,9712$

Rysunek 11.6. Zależność naprężeń gnących w punktach pomiarowych od liczby cykli zmęczeniowych

Uzyskane zależności (rys. 11.6.) są miarą degradacji zmęczeniowej badanych kompozytów. Zmniejszający się w czasie degradacji moduł sprężystości skutkuje zmniejszeniem siły gnącej koniecznej do uzyskania określonej strzałki ugięcia, co prowadzi do zmniejszenia naprężeń w zginanej próbce.

Na rysunku 11.7 przedstawiono zależności względnego spadku naprężeń od liczby cykli zmęczeniowych w punktach pomiarowych 2 i 3 oraz 1 i 4. Względny spadek naprężeń wyliczono ze stosunku naprężeń w badanej próbce po określonej liczbie cykli do naprężeń dla zerowej liczby cykli.

Analiza przebiegu zależności przedstawionych na rysunkach 11.6 i 11.7 wskazuje, że w miarę postępu procesu degradacji zmęczeniowej zmniejsza się poziom naprężeń koniecznych do uzyskania stałej, założonej strzałki ugięcia. Przedstawione do rysunku 11.6 wartości współczynników determinacji są wysokie (0,9712; 0,9354) i świadczą o bardzo dobrym dopasowaniu funkcji aproksymacyjnych do wyników eksperymentu. Zależności względnego spadku naprężeń od liczby cykli zmęczeniowych (rys. 11.7) mają we wszystkich punktach pomiarowych podobny charakter i również posiadają bardzo dobry współczynnik determinacji (wartości wynoszą odpowiednio 0,9354 i 0,971).



Punkty 1 i 4 $\Delta\sigma/\sigma = 4E-08lc$ $R^2 = 0,9354$

Punkty 2 i 3 $\Delta\sigma/\sigma = 4E-08lc$ $R^2 = 0,971$

Rysunek 11.7. Zależność względnego spadku naprężeń w punktach pomiarowych 2 i 3 oraz 1 i 4 od liczby cykli zmęczeniowych

Nieniszczące badania ultradźwiękowe i termowizyjne prowadzone były na tych samych próbkach degradowanych cieplnie i poddanych cyklicznym obciążeniom zmęczeniowym. W związku z tym wyniki badań wytrzymałości na zginanie od czasu starzenia (rys. 11.4) oraz zależność naprężeń gnących od liczby cykli zmęczeniowych (rys. 11.6) zostały wykorzystane do opracowania relacji diagnostycznej oceny stanu wytrzymałości badanego kompozytu na podstawie wyników uzyskanych w badaniach ultradźwiękowych i termowizyjnych.

Dla kompozytu degradowanego cieplnie relacje diagnostyczne opracowano na podstawie wyników uzyskanych w badaniach ultradźwiękowych i termowizyjnych w zależności od wytrzymałości na zginanie badanego kompozytu. Natomiast dla kompozytu poddanego cyklicznym obciążeniom zmęczeniowym relacje diagnostyczne opracowano na podstawie wyników badań ultradźwiękowych i termowizyjnych w odniesieniu do względnego spadku naprężeń.

Uzyskane zależności posłużyły do opracowania relacji diagnostycznych opisanych w rozdziale 12.

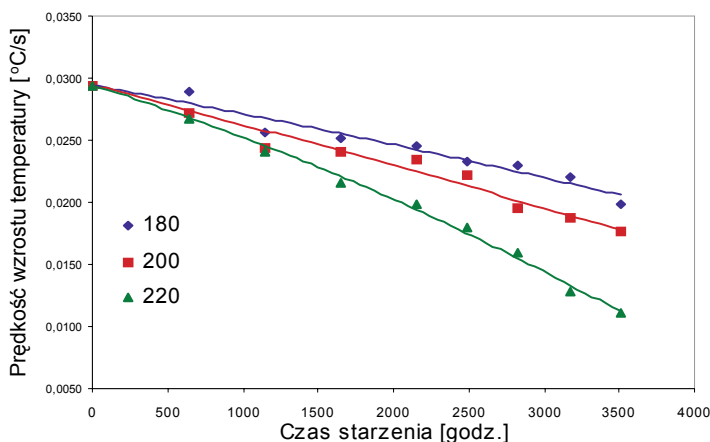
11.6. Badania termowizyjne kompozytów degradowanych cieplnie i zmęczeniowo

W badaniach termowizyjnych analizowano takie cechy uzyskanych zależności jak przedstawione graficznie na rysunku 10.12, czyli:

- prędkość wzrostu temperatury próbki,
- czas stabilizacji temperatury.

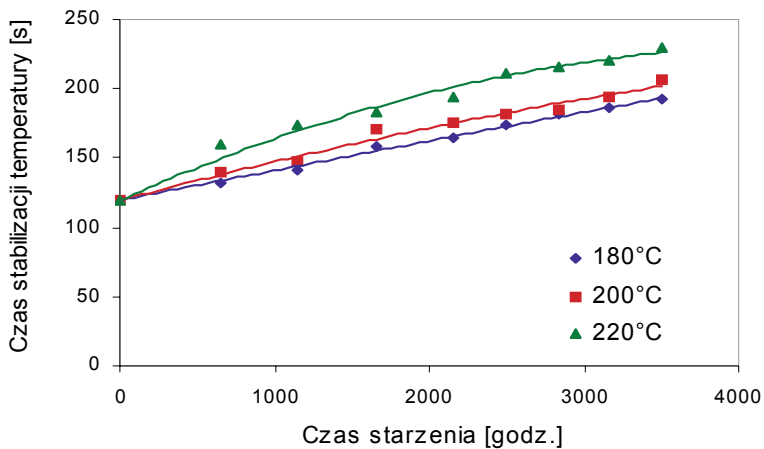
Trwałość oceniano na podstawie zmian przebiegów temperatury na powierzchni badanych próbek, wyznaczanych techniką termograficzną oraz na podstawie utraty wytrzymałości z upływem czasu degradacji cieplnej. W badaniach termograficznych jako kryteria oceny wpływu czasu starzenia na własności cieplne wybrano prędkość wzrostu temperatury i czas stabilizacji temperatury (rys. 10.12).

Wykresy zależności prędkości wzrostu temperatury i czasu stabilizacji temperatury od czasu starzenia w różnych temperaturach (wyznaczone w badaniach termograficznych) przedstawiono na rysunkach 11.8. do 11.9. Na rysunkach tych zamieszczono postacie funkcji aproksymacyjnych drugiego stopnia oraz wartości kwadratów współczynników korelacji. Uzyskano bardzo dobre dopasowanie funkcji aproksymacyjnych do wyników eksperymentu. Współczynnik determinacji krzywych na rysunku 11.8. zawiera się w przedziale od 0,9493 do 0,9953, a krzywych z rysunku 11.9. od 0,9758 do 0,9945.



180°C	$V = -8E-11 \cdot t^2 - 2E-06 \cdot t + 0,0294$	$R^2 = 0,9493$
200°C	$V = -5E-11 \cdot t^2 - 1803E-06 \cdot t + 0,0294$	$R^2 = 0,9686$
220°C	$V = -4E-10 \cdot t^2 - 4E-06 \cdot t + 0,0294$	$R^2 = 0,9953$

Rysunek 11.8. Zależność prędkości wzrostu temperatury od czasu starzenia



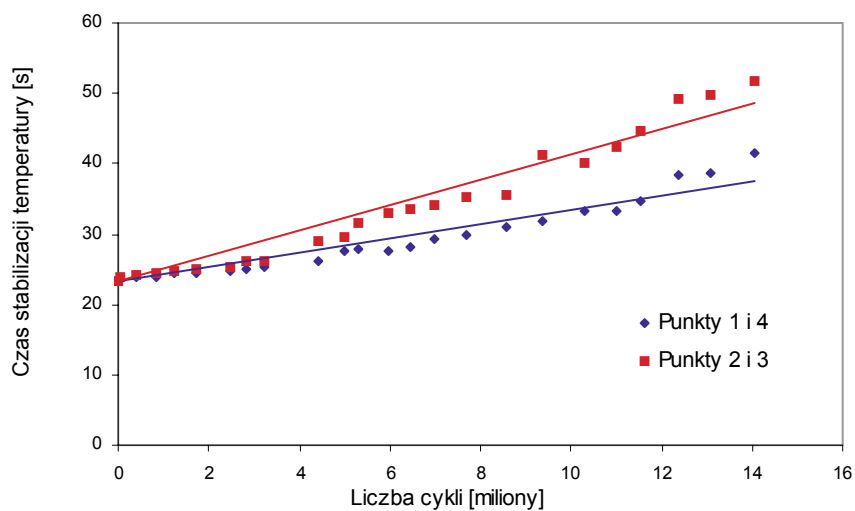
180°C	$t_s = -6E-06 \cdot t^2 + 0,0502 \cdot t + 119,4$	$R^2 = 0,9945$
200°C	$t_s = -2E-06 \cdot t^2 + 0,0296 \cdot t + 119,4$	$R^2 = 0,9818$
220°C	$t_s = -2E-07 \cdot t^2 + 0,022 \cdot t + 119,4$	$R^2 = 0,9758$

Rysunek 11.9. Zależność czasu stabilizacji temperatury od czasu starzenia próbek w trzech różnych temperaturach

Analiza przebiegu zależności prędkości wzrostu temperatury od czasu starzenia wskazuje, że czym większy stopień degradacji cieplnej, tym prędkość wzrostu temperatury jest mniejsza. Jest to związane ze zmianami struktury osnowy polimerowej i powstawaniem mikronieciągłości w kompozycie. Te same przyczyny powodują wzrost czasu stabilizacji temperatury w badaniach termograficznych wraz ze wzrostem czasu i temperatury starzenia.

Na rysunku 11.10. przedstawiono zależności pomiędzy czasem stabilizacji temperatury wyznaczonym w badaniach termograficznych, a liczbą cykli zmęczeniowych.

Uzyskano wzajemnie jednoznaczne zależności pomiędzy badanymi wielkościami. Współczynniki determinacji wynoszą 0,9259 oraz 0,9514. Z przedstawionych wykresów wynika, że wraz ze wzrostem liczby cykli zmęczeniowych rośnie czas stabilizacji temperatury. Jest to związane ze zmianami struktury osnowy polimerowej i powstawaniem mikronieciągłości w kompozycie, co utrudnia przepływ ciepła w badaniach termograficznych i uwiadcza się wydłużeniem czasu stabilizacji temperatury.



Punkty 1,4 $t_s = 1,0263x + 23,25$ $R^2 = 0,9259$

Punkty 2,3 $t_s = 1,8061x + 23,25$ $R^2 = 0,9514$

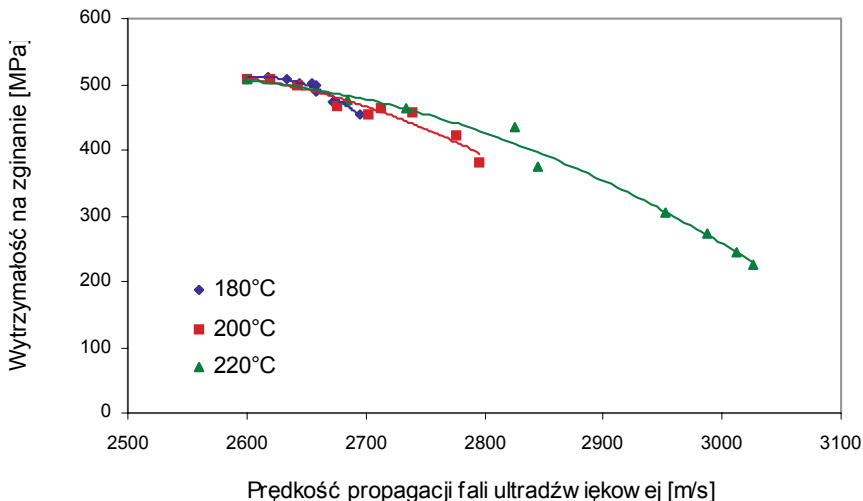
Rysunek 11.10. Zależność czasu stabilizacji temperatury od liczby cykli zmęczeniowych punktów pomiarowych 2 i 3 oraz 1 i 4

12. Wyznaczenie relacji diagnostycznej oceny stanu wytrzymałości badanych materiałów kompozytowych

12.1 Wyznaczanie relacji diagnostycznych w badaniach ultradźwiękowych

W wyniku przeprowadzonych statycznych badań wytrzymałościowych oraz nieniszczących badań ultradźwiękowych kompozytu degradowanego cieplnie uzyskano współzależności prędkości propagacji fali ultradźwiękowej i wytrzymałości na zginanie od czasu starzenia w różnych temperaturach. Te współzależności prowadzą do wzajemnej korelacji badanych charakterystyk, która posiada cechy relacji diagnostycznej. Należy podkreślić, że nie oznacza to związku przyczynowo-skutkowego pomiędzy zmianami prędkości propagacji fali ultradźwiękowej i wytrzymałości na zginanie.

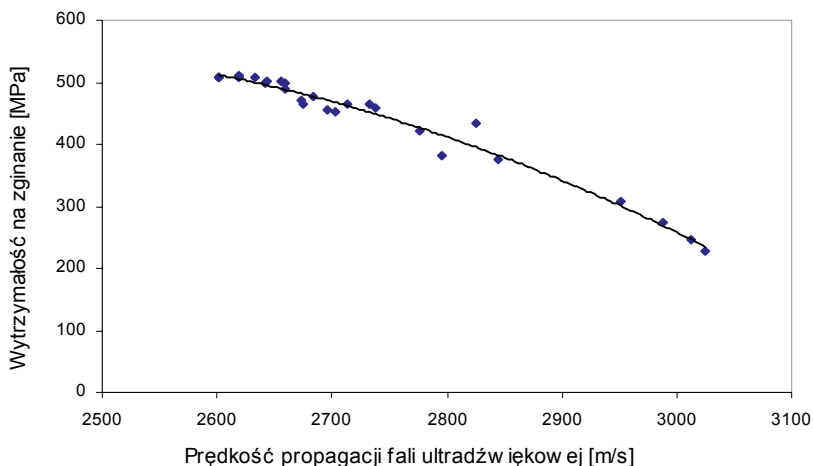
Graficzną reprezentację otrzymanych relacji diagnostycznych przedstawiono na rysunku 12.1.



180°C	$Re = -0,0087v^2 + 45,502v - 58951$	$R^2 = 0,9446$
200°C	$Re = -0,0017v^2 + 8,3382v - 9992,1$	$R^2 = 0,932$
220°C	$Re = -0,0011v^2 + 5,6628v - 6633,3$	$R^2 = 0,9867$

Rysunek 12.1. Współzależność wytrzymałości na zginanie i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej dla próbek z kompozytu TSE-2 degradowanych cieplnie

Na rysunku 12.2. przedstawiono jedną, wspólną współzależność wytrzymałości na zginanie i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej dla kompozytu TSE-2 we wszystkich próbkach degradowanych cieplnie.



$$R_e = -0,0007v^2 + 3,0982v - 3035,6 \quad R^2 = 0,9768$$

Rysunek 12.2. Współzależność wytrzymałości na zginanie i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej dla próbek z kompozytu TSE-2 degradowanych cieplnie w temp. 180°C, 200°C i 220°C

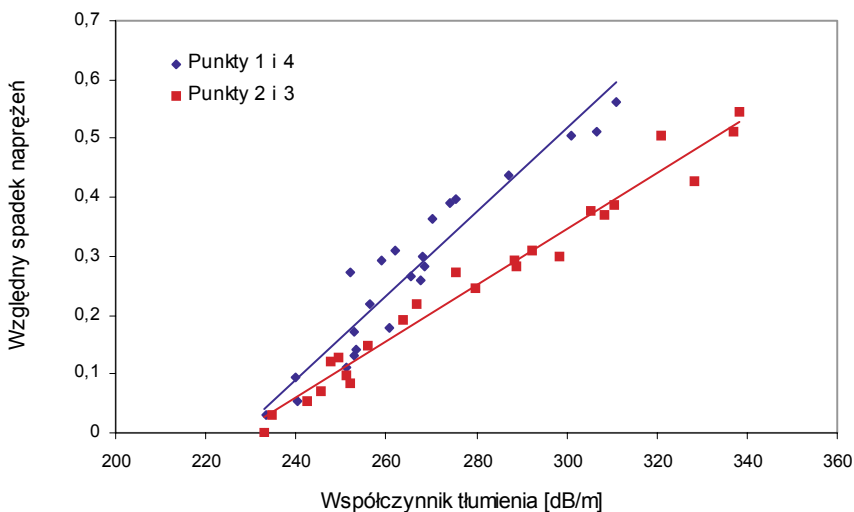
Wszystkie przedstawione współzależności wskazują, że w badanym obszarze spadkowi wytrzymałości na zginanie towarzyszy wzrost prędkości propagacji fali ultradźwiękowej. Związane jest to z usztywnieniem kompozytów w miarę postępu procesu degradacji. Im wyższa temperatura starzenia, tym krzywe współzależności mają większe nachylenie. Krzywe przedstawione na rysunkach 12.1 i 12.2 wskazują, że obserwowane zależności są również słuszne w całym zakresie badanych wartości temperatur. Wartość współczynnika determinacji dla współzależności wyznaczonych dla poszczególnych temperatur jest w każdym przypadku większa od 0,9 i wynosi 0,9446, 0,932 i 0,9867, natomiast przy współzależności zbiorczej wynosi 0,9768.

W wyniku badań zmęczeniowych i ultradźwiękowych uzyskano następujące współzależności (korelacje) diagnostyczne:

- względnego spadku naprężeń w warunkach próby zmęczeniowej przy stałej strzałce ugięcia i współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej - w miarę postępu procesu degradacji zmęczeniowej,

- względnego spadku naprężeń w warunkach próby zmęczeniowej oraz współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej - w miarę postępu procesu degradacji współczynnik tłumienia fali ultradźwiękowej rośnie,
- względnego spadku naprężeń i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej w badanej próbce podczas próby zmęczeniowej przy stałej strzałce ugięcia - w miarę postępu procesu degradacji zmęczeniowej prędkości propagacji fali oraz naprężenia ulegają zmniejszeniu.

Graficzne reprezentacje współzależności współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej i względnego spadku naprężeń w poszczególnych punktach pomiarowych przedstawiono na rysunku 12.3.



$$\text{Punkty 1 i 4} \quad \Delta\sigma/\sigma_0 = 0,0071Tl - 1,6169 \quad R^2 = 0,9142$$

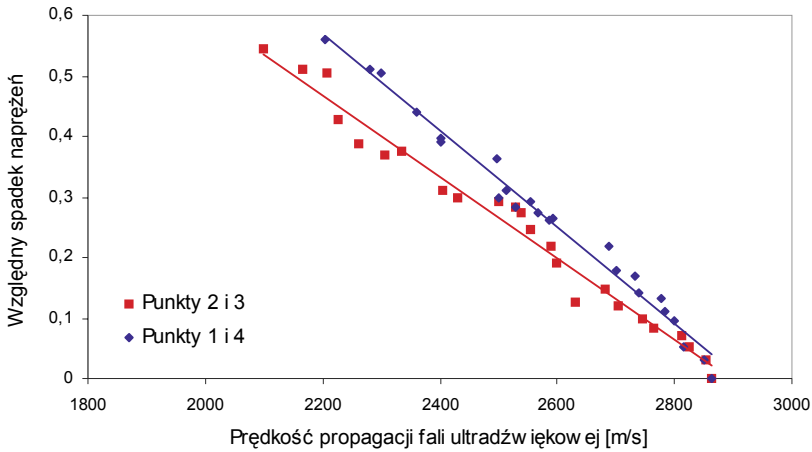
$$\text{Punkty 2 i 3} \quad \Delta\sigma/\sigma_0 = 0,0048Tl - 1,0879 \quad R^2 = 0,9734$$

Rysunek 12.3. Współzależność względnego spadku naprężeń w punktach pomiarowych 1 i 4 oraz 2 i 3 i współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej

Graficzne odwzorowanie współzależności prędkości propagacji fali ultradźwiękowej i względnego spadku naprężeń w poszczególnych punktach pomiarowych przedstawiono na rysunku 12.4.

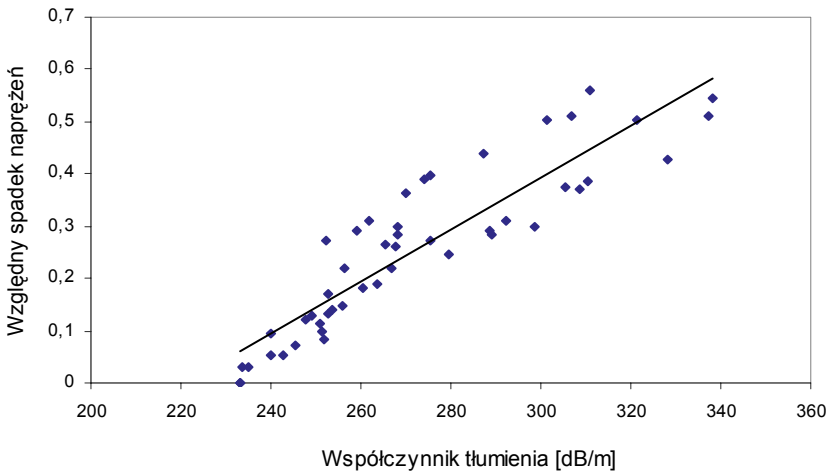
Na rysunku 12.5 przedstawiono współzależność współczynnika tłumienia i względnego spadku naprężeń we wszystkich punktach pomiarowych na długości próbek degradowanych

zmęczeniowo, a na rysunku 12.6 współzależność prędkości propagacji fali ultradźwiękowej i względnego spadku naprężeń we wszystkich punktach pomiarowych tych samych próbek.



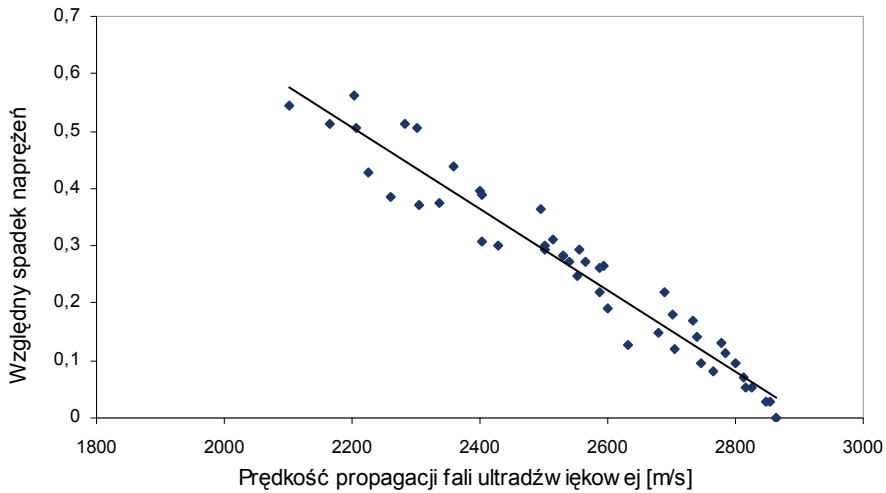
Punkty 1 i 4	$\Delta\sigma/\sigma_0 = -0,0007v + 1,9588$	$R^2 = 0,9785$
Punkty 2 i 3	$\Delta\sigma/\sigma_0 = -0,0008v + 2,3308$	$R^2 = 0,9837$

Rysunek 12.4. Współzależność względnego spadku naprężeń w punktach pomiarowych 1 i 4 oraz 2 i 3 i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej



$$\Delta\sigma/\sigma_0 = 0,005T1 - 1,096 \quad R^2 = 0,8188$$

Rysunek 12.5. Współzależność względnego spadku naprężeń we wszystkich punktach pomiarowych i współczynnika tłumienia fali ultradźwiękowej



$$\Delta\sigma/\sigma_0 = -0,0007v + 2,0655$$

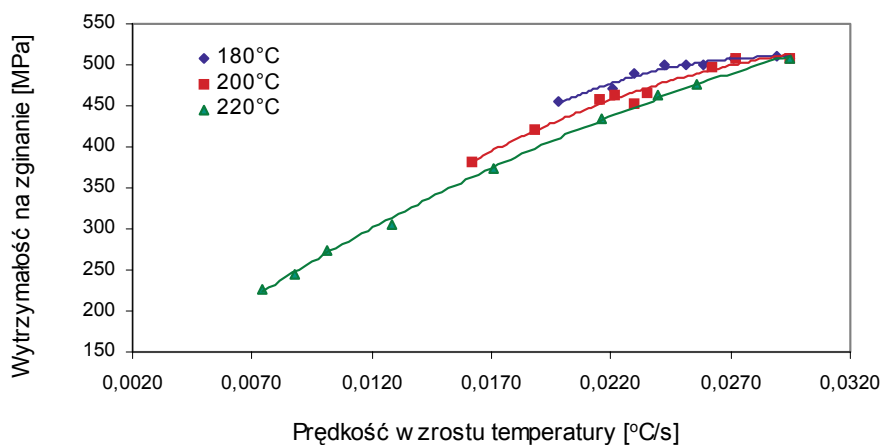
$$R^2 = 0,9421$$

Rysunek 12.6. Współzależność względnego spadku naprężeń we wszystkich punktach pomiarowych i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej

Wszystkie przedstawione współzależności wskazują, że prędkość propagacji fali ultradźwiękowej jest tym większa, im niższe są wartości względnego spadku naprężeń (większe naprężenie gnące). Związane jest to z większymi naprężeniami próbek o mniejszym stopniu degradacji. Tym samym mechanizmem można tłumaczyć związek współczynnika tłumienia z poziomem naprężeń gnących. Niski poziom naprężeń gnących (wysokie wartości względnego spadku naprężeń) świadczący o większym stopniu degradacji skorelowany jest z większym współczynnikiem tłumienia fali ultradźwiękowej. Wykresy przedstawione na rysunkach 12.5 i 12.6 wskazują, że charakter obserwowanych współzależności jest podobny również w przypadku wyznaczonych dla wszystkich punktów pomiarowych łącznie. Rozrzut wyników pomiarów w stosunku do współzależności zbiorczych jest jednak znacznie większy niż dla wyznaczonych w odniesieniu do poszczególnych punktów pomiarowych z osobna (współzależności lokalne). Wartości współczynnika determinacji dla krzywych lokalnych wynoszą od 0,9142 do 0,9837. Natomiast dla zależności zbiorczej względnego spadku naprężeń we wszystkich punktach pomiarowych i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej wartość ta wynosi 0,9421, a względnego spadku naprężeń od współczynnika tłumienia 0,8188.

12.2. Wyznaczenie relacji diagnostycznej w badaniach termowizyjnych

W badaniach degradacji cieplnej poszukiwano relacji statystycznie istotnych wiążących stopień wyczerpania własności wytrzymałościowych, określony w niszczących badaniach mechanicznych (próba zginania), będący skutkiem starzenia cieplnego, z wynikami badań termograficznych kompozytów. W badaniach określano wielkości takie jak prędkość wzrostu temperatury po stronie przeciwnej do nagrzewanej oraz czas stabilizacji temperatury. Na rysunku 12.7 przedstawiono współzależność wytrzymałości na zginanie próbek starzonych w różnych temperaturach oraz prędkości wzrostu temperatury określonej w badaniach termograficznych, a na rysunku 12.8 współzależności wytrzymałości na zginanie oraz czasu stabilizacji temperatury.

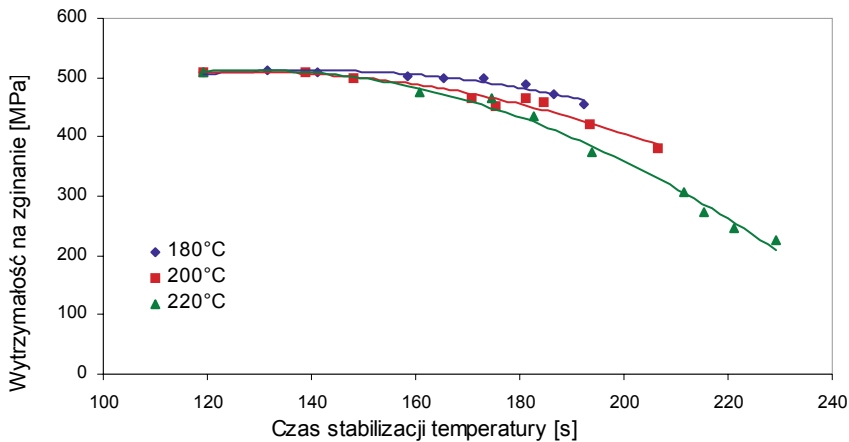


180°C	$R_g = -680151 \cdot V^2 + 39317 \cdot V - 58,39$	$R^2 = 0,9744$
200°C	$R_g = -394459 \cdot V^2 + 27802 \cdot V + 36,292$	$R^2 = 0,972$
220°C	$R_g = -213045 \cdot V^2 + 20885 \cdot V + 80,809$	$R^2 = 0,9988$

Rysunek 12.7. Współzależność wytrzymałości na zginanie i prędkości wzrostu temperatury wyznaczona dla próbek degradowanych cieplnie

Ponieważ w rzeczywistych warunkach eksploatacji kompozytów w podwyższonych temperaturach nie jest znana wartość temperatury i może się ona zmieniać w czasie, należy opracować sposób oceny stopnia degradacji cieplnej na podstawie wyników badań termograficznych niezależny od temperatury starzenia. Na rysunkach 12.9 i 12.10 przedstawiono takie relacje diagnostyczne dla kompozytu TSE-2 wiążące wyniki badań

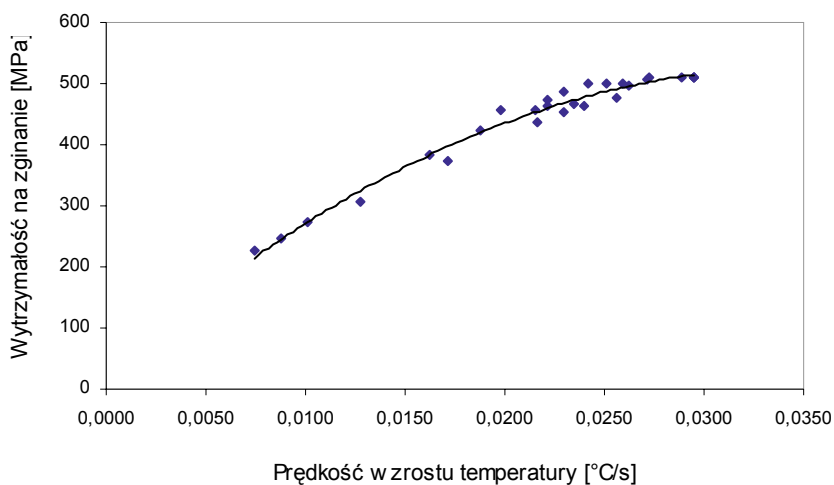
niszczących z wynikami nieniszczących badań termograficznych. Przedstawione relacje diagnostyczne pozwalają na jednoznaczne określenie zmiany wytrzymałości na zginanie, będącej miarą stopnia degradacji wytrzymałościowej, na podstawie wyników badań termograficznych, w tym przypadku na podstawie prędkości wzrostu temperatury oraz czasu stabilizacji temperatury na powierzchni badanego kompozytu po stronie przeciwnej do nagrzewanej. Dla obu relacji uzyskano wysokie współczynniki determinacji i tak dla zależności $R_g(v)$ $R^2 = 0.9788$ natomiast dla $R_g(ts)$ $R^2 = 0.9396$. Relacja wiążąca wytrzymałość na zginanie z prędkością wzrostu temperatury jest bardziej jednoznaczna, gdyż cechuje ją wyższy współczynnik korelacji i monotoniczność w całym badanym zakresie.



180°C	$R_g = -0,018 \cdot ts^2 + 5,0245 \cdot ts + 162,64$	$R^2 = 0,9292$
200°C	$R_g = -0,0198 \cdot ts^2 + 5,0494 \cdot ts + 186,55$	$R^2 = 0,9656$
220°C	$R_g = -0,03 \cdot ts^2 + 7,7342 \cdot ts + 14,844$	$R^2 = 0,9886$

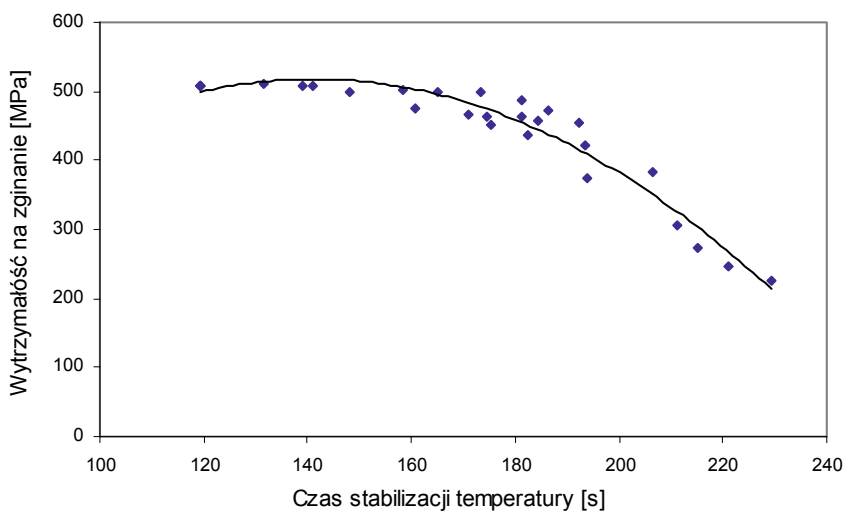
Rysunek 12.8. Współzależność wytrzymałości na zginanie i czasu stabilizacji temperatury wyznaczona dla próbek degradowanych cieplnie.

W badaniach zmęczeniowych poszukiwano relacji statystycznie istotnych, wiążących stopień wyczerpania własności wytrzymałościowych z wynikami badań termograficznych kompozytu TSE-2. W badaniach termograficznych określano czas stabilizacji temperatury, a w badaniach degradacji zmęczeniowej wyznaczano względny spadek naprężeń w zginanych próbkach przy stałej strzałce ugięcia. Na rysunku 12.11 przedstawiono współzależności względnego spadku naprężeń od czasu stabilizacji temperatury, wyznaczonej na podstawie badań termograficznych, dla punktów pomiarowych 2 i 3 oraz 1 i 4.



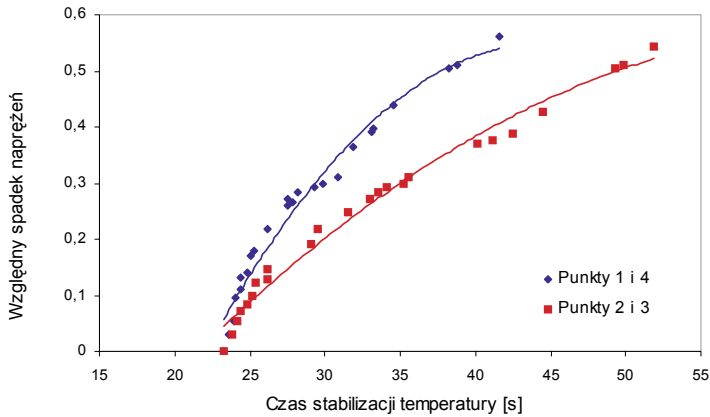
$$R_g = -413320 \cdot V^2 + 28836 \cdot V + 23,92 \quad R^2 = 0,9788$$

Rysunek 12.9. Diagnostyczna współzależność wytrzymałości na zginanie i prędkości wzrostu temperatury wyznaczona dla próbek starzonych cieplnie w trzech różnych temperaturach



$$R_g = -0,0393 \cdot ts^2 + 11,088 \cdot ts - 265,02 \quad R^2 = 0,9396$$

Rysunek 12.10. Diagnostyczna współzależność wytrzymałości na zginanie i czasu stabilizacji temperatury wyznaczona dla próbek starzonych cieplnie w trzech różnych temperaturach

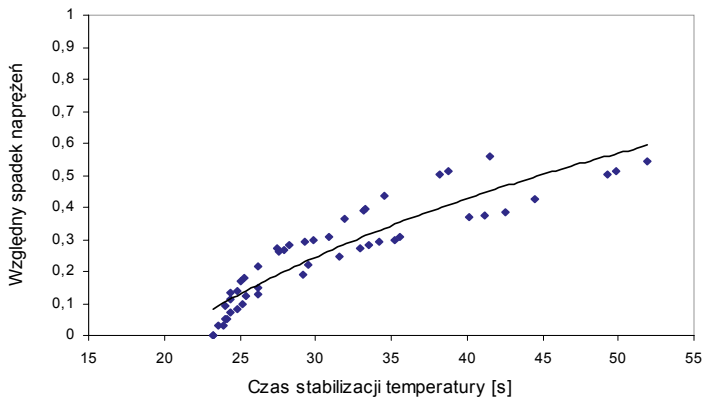


$$\text{Punkty 1 i 4} \quad \Delta\sigma/\sigma = -0,0011x^2 + 0,0974x - 1,6142 \quad R^2 = 0,9705$$

$$\text{Punkty 2 i 3} \quad \Delta\sigma/\sigma = -0,0003x^2 + 0,0392x - 0,7044 \quad R^2 = 0,9848$$

Rysunek 12.11. Współzależność względnego spadku naprężeń i czasu stabilizacji temperatury dla punktów pomiarowych 2,3 oraz 1,4

Tak jak w poprzednim przypadku, wyznaczono jedną wspólną relację diagnostyczną wiążącą względny spadek naprężeń określony w badaniach zmęczeniowych ze zmianą czasu stabilizacji temperatury, określoną w nieniszczących badaniach termograficznych. Na rysunku 12.12 przedstawiono wyznaczoną relację diagnostyczną dla kompozytu TSE-2 wiążącą wyniki badań zmęczeniowych z wynikami badań termograficznych.



$$\Delta\sigma/\sigma = 0,634\text{Ln}(ts) - 1,9114 \quad R^2 = 0,8472$$

Rysunek 12.12. Współzależność względnego spadku naprężeń i czasu stabilizacji temperatur

Przedstawiona na rysunku 12.12 relacja diagnostyczna pozwala na jednoznaczne określenie zmiany względnego spadku naprężeń, będących miarą stopnia degradacji wytrzymałościowej, na podstawie wyników badań termograficznych, w tym przypadku na podstawie czasu stabilizacji temperatury na powierzchni badanego kompozytu po stronie przeciwnej do nagrzewanej. Relacja wiążąca obie wielkości jest wzajemnie jednoznaczna, lecz cechuje ją stosunkowo duży rozrzut wyników, stąd niski współczynnik determinacji wynoszący 0,8472.

13. Podsumowanie i wnioski z badań własnych

Zrealizowany program badań własnych miał na celu wykazanie możliwości wykorzystania charakterystyk fizycznych nieniszczących procesów wzbudzanych w badanych materiałach – kompozytach polimerowych – do oceny zmian charakterystyk użytkowych badanych materiałów. Programem badań objęto charakterystyki wytrzymałościowe (wytrzymałość na zginanie w badaniach degradacji cieplnej oraz utrata sztywności w badaniach zmęczeniowych) kompozytu epoksydowo-szklanego TSE-2 w aspekcie zastosowania konstrukcyjnego. Warunki utraty zdolności nośnych przyjęto jako odpowiadające najczęściej występującym czynnikom degradacji materiałów polimerowych – starzenia cieplnego oraz obciążenia zmęczeniowego. Procesy niszczące wykorzystane do wyznaczenia charakterystyk diagnostycznych to procesy propagacji fal ultradźwiękowych oraz wymuszonego przepływu ciepła. Wybór procesów akustycznych i cieplnych oraz ich charakterystyk mogących być użytecznymi w procedurach diagnostycznych w programie badawczym pracy można określić jako właściwy. Metody akustyki ultradźwiękowej posiadają bogatą tradycję technicznego wykorzystania w defektoskopii materiałów i elementów konstrukcyjnych. Procesy cieplne, dzięki dynamicznie rozwijającej się technice termowizyjnego monitoringu, również stały się w ostatnim okresie popularnym środkiem diagnostyki stanu układów fizycznych, zarówno technicznych jak biologicznych. Te przesłanki zdecydowały o wyborze zasady fizycznej pomiaru wykorzystującej procesy akustyczne i cieplne. Otwartą sprawą był wybór aktywowanego procesu służącego wyznaczeniu charakterystyk mających umożliwić postępowanie diagnostyczne. W programie badawczym w wyniku dokonanego wyboru przeprowadzono identyfikację relacji diagnostycznych wykorzystujących prędkość propagacji fali ultradźwiękowej i współczynnik tłumienia - w badaniach ultradźwiękowych oraz prędkość wzrostu temperatury i czas stabilizacji temperatury - w badaniach termowizyjnych. W tym miejscu warto jeszcze raz podkreślić celowość takiego wyboru. Wybrane charakterystyki są jednymi z wielu możliwych do oceny przydatności diagnostycznej i zostały wytypowane na podstawie własnych doświadczeń i wyników analizy literatury. Potwierdzona eksperymentalnie ich użyteczność dowodzi oczekiwanej współzależności prostych cech fizycznych oraz złożonych, wynikowych cech użytkowych badanych materiałów. Idea opisanego sposobu badań diagnostycznych jest oryginalną zarówno przez wybór diagnozowanych charakterystyk jak też grupy badanych materiałów-kompozytów polimerowych. Przedstawione wyniki w postaci współzależności:

- wytrzymałości na zginanie i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej,
- względnego spadku naprężeń i współczynnika tłumienia,
- względnego spadku naprężeń i prędkości propagacji fali ultradźwiękowej,
- wytrzymałości na zginanie i prędkości wzrostu temperatury,
- wytrzymałości na zginanie i czasu stabilizacji temperatury,
- względnego spadku naprężeń i czasu stabilizacji temperatury,

dowodzą zatem zasadności stwierdzenia zawartego w tezie pracy, o istnieniu możliwości wyboru spośród dostępnych akustycznych i cieplnych charakterystyk polimerowych materiałów konstrukcyjnych takich, które umożliwią budowę diagnostycznych relacji stwarzających podstawę metodologiczną efektywnych, nieniszczących badań materiałów badanej klasy w zakresie oceny stopnia utraty wytrzymałościowych własności użytkowych.

Współzależności obejmujące wytrzymałość na zginanie dotyczyły kompozytu degradowanego cieplnie, natomiast współzależności obejmujące względny spadek naprężeń były wynikiem badań zmęczeniowych materiału.

Na podstawie analizy uzyskanych wyników można stwierdzić, że:

1. Nieniszczące metody (ultradźwiękowa i termograficzna) mogą być wykorzystane do diagnozowania stopnia utraty własności wytrzymałościowych kompozytów polimerowych degradowanych cieplnie i zmęczeniowo.
2. Wyznaczone relacje diagnostyczne dla kompozytu poddanego degradacji cieplnej jednoznacznie wiążą wytrzymałość na zginanie z prędkością propagacji fali ultradźwiękowej (rys. 12.2), prędkością wzrostu temperatury (rys. 12.7) oraz czasem stabilizacji temperatury (rys. 12.8) – znaczenie charakterystyk opisano w rozdziale 12.
3. Wyznaczone relacje diagnostyczne dla kompozytu poddanego degradacji zmęczeniowej jednoznacznie wiążą względny spadek naprężeń w warunkach próby zginania zmęczeniowego (stała amplituda odkształcenia) z prędkością propagacji fali ultradźwiękowej (rys. 12.6), współczynnikiem tłumienia (rys. 12.5) oraz czasem stabilizacji temperatury (rys. 12.12).
4. Ocena stopnia korelacji charakterystyk wykorzystanych do budowy relacji diagnostycznych stanu materiału poddanego degradacji cieplnej i zmęczeniowej prowadzi do wniosku, że oceny uzyskane testowanymi metodami nieniszczącymi są bardziej wiarygodne w odniesieniu do kompozytu starzonego cieplnie - uzyskano dobre dopasowanie funkcji aproksymacyjnych do wyników eksperymentu potwierdzone stosunkowo wysokimi współczynnikami determinacji, które mieszczą się w przedziale od 0,9396 do 0,9788.

5. Oceny uzyskane testowanymi metodami nieniszczącymi w odniesieniu do kompozytu degradowanego zmęczeniowo cechuje mniejsza wiarygodność – uzyskany stopień dopasowania funkcji aproksymacyjnych do wyników eksperymentu jest niższy – wartości współczynników determinacji mieszczą się w przedziale od 0,8188 do 0,9421. Ta różnica jakości ocen tłumaczy się podstawową różnicą warunków degradacji starzeniowej (jednorodne pole temperatury) i zmęczeniowej (niejednorodne pole naprężeń w warunkach zginania próbek). Wpływ niejednorodności warunków jest szczególnie w odniesieniu do niejednorodnego strukturalnie materiału kompozytowego.

Na podstawie wyników badań własnych oraz sformułowanych powyżej wniosków szczegółowych można stwierdzić, że **prawdziwość postawionej tezy pracy, stwierdzającej możliwość wyboru akustycznych i cieplnych charakterystyk polimerowych materiałów konstrukcyjnych, pozwalających na budowę diagnostycznych relacji stwarzających podstawę metodologiczną efektywnych, nieniszczących badań kompozytów polimerowych w zakresie oceny stopnia utraty wytrzymałościowych własności użytkowych została wykazana.**

14. Perspektywy wykorzystania metodyki badań diagnostycznych w układach technicznych

Diagnostyka układów technicznych umożliwia racjonalną ekonomicznie i bezpieczną ich eksploatację. Jej rozwój wspierany jest rozwojem metodologii, w głównej mierze w obszarze badań nieniszczących. Badania te zmierzają do budowy relacji diagnostycznych wiążących w możliwie jednoznaczny sposób dostępne nieinwazyjnie charakterystyki układu, w szczególności charakterystyki materiałowe, z wielkościami, których określenie jest podstawą oceny stanu badanego obiektu. Rozszerzenie zbioru klasycznych metod diagnostycznych o techniki symulacyjne w obszarze modeli wirtualnych to nowy kierunek badań diagnostycznych mogący mieć znaczenie zarówno na etapie eksploatacji jak też koncepcyjno-projektowym.

Do podstawowych kryteriów jakości materiałów konstrukcyjnych należą kryteria wytrzymałościowe. Prowadzone badania wykazały możliwość budowy relacji diagnostycznych wiążących charakterystyki procesów akustycznych oraz cieplnych, stanowiących istotę stosowanych metod, z charakterystykami wytrzymałościowymi – przykładowo wytrzymałością doraźną czy resztkową wytrzymałością zmęczeniową. Budowa takich relacji w ujęciu ilościowym wymaga realizacji obszernego programu badań podstawowych testowanego materiału. Badania prowadzone są w warunkach laboratoryjnych, zatem próbki materiału bada się w umownych warunkach obciążenia. Wyniki mają wartość porównawczą, lecz uogólnienie wniosków na elementy konstrukcyjne w warunkach eksploatacyjnych, w ogólnym przypadku, nie jest łatwe.

W części poświęconej badaniom eksperymentalnym wykazano możliwość budowy relacji diagnostycznych wykorzystujących charakterystyki akustyczne – wyniki badań ultradźwiękowych – do oceny stopnia obniżenia wytrzymałości materiałów polimerowych. Zastosowanie wskazanej metodyki uwarunkowane jest znajomością ilościowych cech charakterystyki diagnostycznej, możliwych do wyznaczenia, ze zrozumiałych względów, jedynie dla wybranych, umownych i prostych warunków diagnostycznych. Oznacza to przykładowo wymóg prowadzenia pomiarów ultradźwiękowych w obszarach jednorodnych pod względem zaawansowania procesów utraty zdolności nośnych. Spełnienie takiego postulatu może być realizowane przez prowadzenie badań niewielkich obszarów o lokalnie jednorodnym przebiegu procesu zmian własności wytrzymałościowych. Wytypowanie stref konstrukcji miarodajnych dla całościowych ocen stanu układu jest problemem samym w sobie, dostępność takich lokalnych obszarów może być ograniczona w przypadku złożonych

konstrukcji, zaś wyniki opracowane z niewielkich obszarów obniża ich znaczenie z punktu widzenia diagnostyki badanej konstrukcji.

W celu wykorzystania metodyki badań termograficznych do określania stopnia wyczerpania własności wytrzymałościowych w procesach starzenia cieplnego bądź degradacji zmęczeniowej konieczne jest wyznaczenie relacji diagnostycznych wiążących wyniki badań starzeniowych i zmęczeniowych z wynikami badań termograficznych.

Określenie relacji diagnostycznych stanowiło podstawowy cel badawczy niniejszej pracy. Relacje takie wyznaczano oddzielnie dla badań starzeniowych i termograficznych oraz badań zmęczeniowych i termograficznych. Jednak i w tym wypadku pozostaje otwarty problem przeniesienia opracowanej metodyki na złożone układy lub choćby elementy konstrukcyjne, eksploatowane w trudnych do odwzorowania na stanowisku badawczym, przykładowo niejednorodnych i nieustalonych, warunkach eksploatacji.

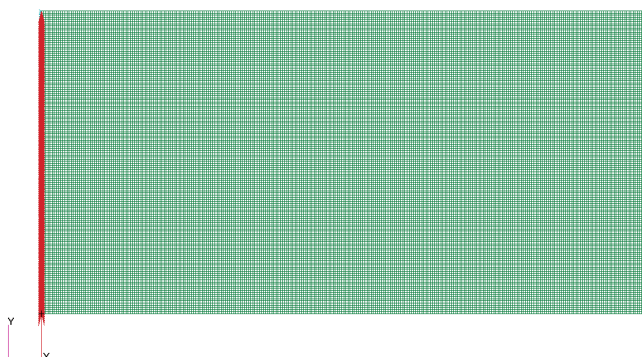
Możliwości rozwiązywania takich złożonych zadań diagnostycznych dostarczają komputerowe modele symulacyjne, w których upatruje się efektywnego narzędzia wspomagania procesu oceny, będących wynikiem postępującej degradacji materiału zmian wytrzymałościowych charakterystyk użytkowych obiektów badań.

Ocena stanu konstrukcji w aspekcie wytrzymałościowym wymaga, w uproszczeniu, określenia aktualnych granicznych wartości charakterystyk wytrzymałościowych układu, odpowiadających stanom krytycznym konstrukcji związanym ze spadkiem zdolności nośnej lub utratą stateczności. Stany takie możliwe są do rozpoznania w modelu fizycznym układu (w postaci numerycznej). Ich określeniu służy analiza stanu obciążeń wewnętrznych i deformacji układu, energii odkształcenia lub tym podobne. Wiarygodność wyników takich analiz zależy od poprawności modelu układu, w szczególności struktury i cech fizycznych materiału oraz warunków roboczych odpowiedzialnych za stan układu. Ocenie jakości dostępnego modelu fizycznego służą procedury identyfikacji własności fizycznych, stosunkowo proste do przeprowadzenia w stosunku do jednorodnego materiału, którego próbki można poddać pełnym badaniom wytrzymałościowym, z reguły niszczącym. W przypadku materiału z historią starzenia i zmęczenia, w sposób niejednorodny zapisaną w zmienionym rozkładzie własności, w warunkach uniemożliwiających przeprowadzenie badań podstawowych nawet wybranych fragmentów konstrukcji

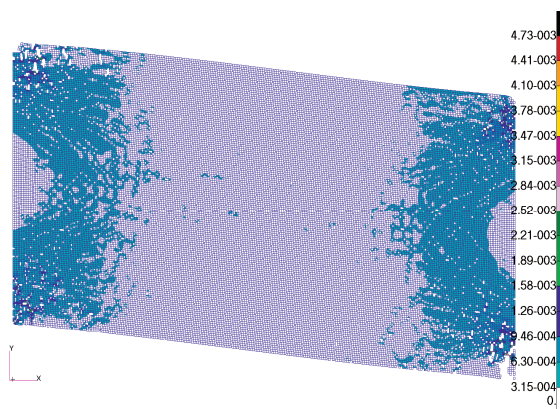
Wstępne wyniki badań symulacyjnych procesów fizycznych mających na celu weryfikację poprawności modelu fizycznego przeznaczonego do numerycznej oceny stanu wytrzymałościowego konstrukcji przedstawiono w [65,210,211]. Jako kryterium poprawności przyjęto zgodność charakterystyk fizycznych (akustycznych i cieplnych) materiału, których wartość diagnostyczna została potwierdzona badaniami omówionymi w pracy. Dla uzyskania

odpowiedniego rozkładu własności modelu opracowany został program symulacyjny procesu degradacji starzeniowo-zmęczeniowej materiałów, w szczególności kompozytów polimerowych [64,223]. Zawarta w programie sekwencyjno-iteracyjna procedura ewolucyjnej modyfikacji rozkładu własności modelu materiału przebiegała przy zachowaniu zgodności uzyskiwanych w wyniku jej zastosowania zmian przebiegu kontrolnych procesów fizycznych z rejestrowanymi w programie badań materialnych próbkami materiału.

Na rysunku 14.1. przedstawiono przykładowy model płaski (tarczowy) kompozytu z elementów skończonych z nałożonymi warunkami utwierdzenia i obciążenia, zaś na rysunku 14.2. finalny obraz destrukcji wraz z mapą naprężeń redukowanych Misesa modelowanego kompozytu.

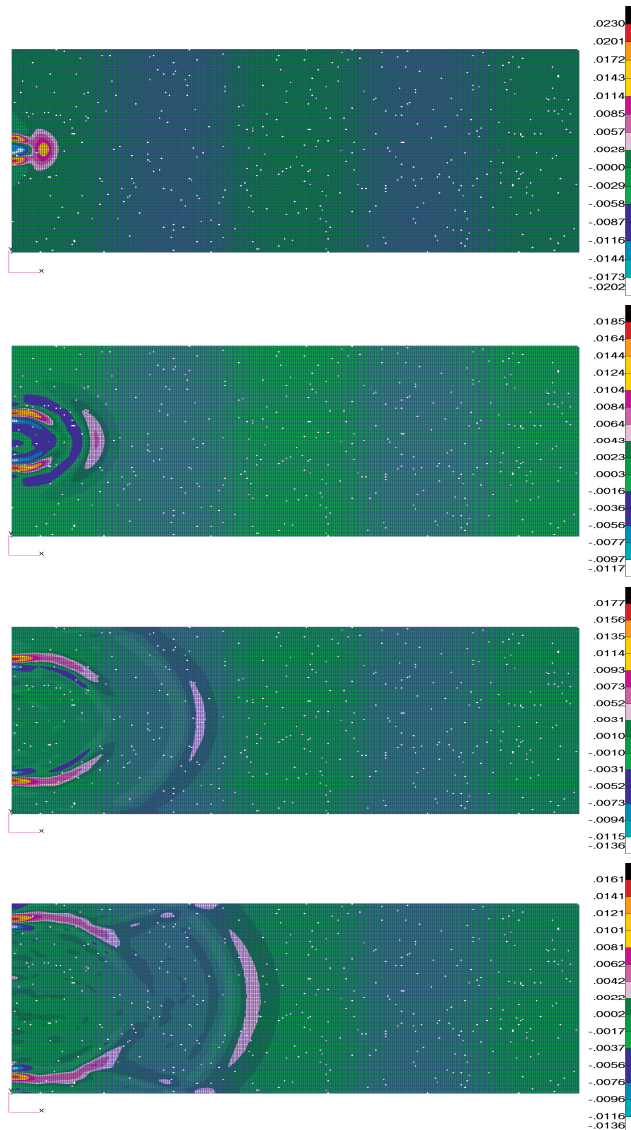


Rysunek 14.1. Model kompozytu z nałożonymi warunkami brzegowymi w przemieszczeniach na węzły należące do prawego i lewego krańca (oznaczone kolorem błękitnym) i w obciążeniach (oznaczonych kolorem czerwonym)

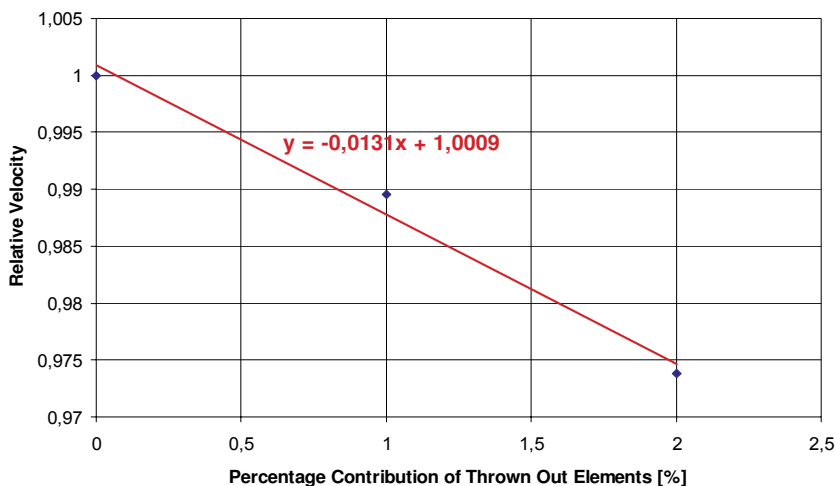


Rysunek 14.2. Obraz destrukcji oraz mapa naprężeń redukowanych Misesa modelowanego kompozytu

Na rysunku 14.3. zestawiono przykładowe obrazy deformacji stanowiące fazy propagacji fali akustycznej w modelowym ośrodku w wybranej fazie jego degradacji. Można na podstawie przebiegu symulacji określić np. prędkość propagacji fali. Względną zmianę prędkości rozchodzenia się fali akustycznej w funkcji procentowego stopnia degradacji materiału przedstawia wykres z rysunku 14.4.

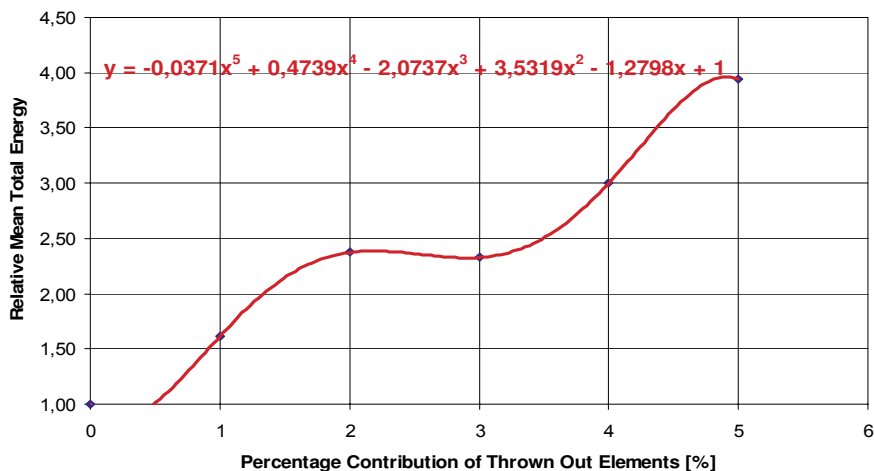


Rysunek 14.3. Mapy propagacji fali przemieszczeń wzdłuż kierunku propagacji fali w modelowanym kompozycie po czasie kolejno $5,0 \cdot 10^{-4}$ ms , $1,0 \cdot 10^{-3}$ ms , $2,0 \cdot 10^{-3}$ ms [μm], $2,5 \cdot 10^{-3}$ ms, $3,0 \cdot 10^{-3}$ ms



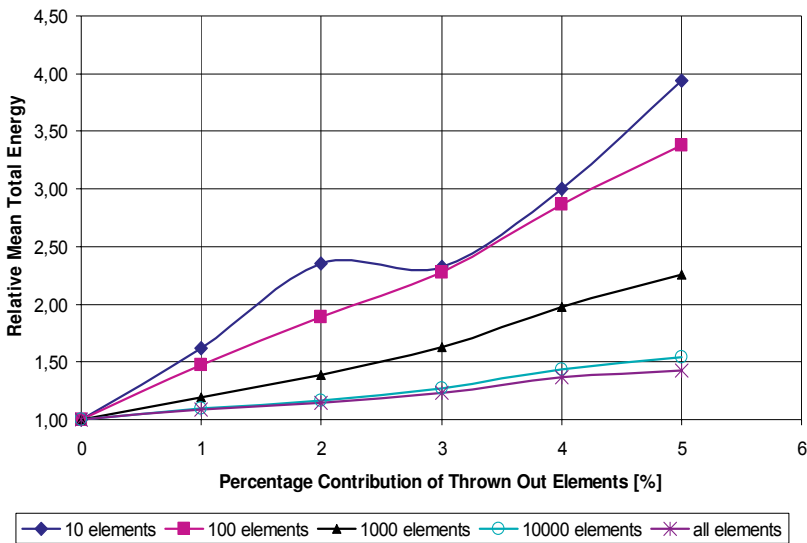
Rysunek 14.4. Względna zmiana prędkości rozchodzenia się fali akustycznej w funkcji procentowego stopnia degradacji materiału

Na rysunku 14.5 przedstawiona jest względna zmiana średniej wypadkowej energii odkształcenia w funkcji procentowego stopnia degradacji materiału.

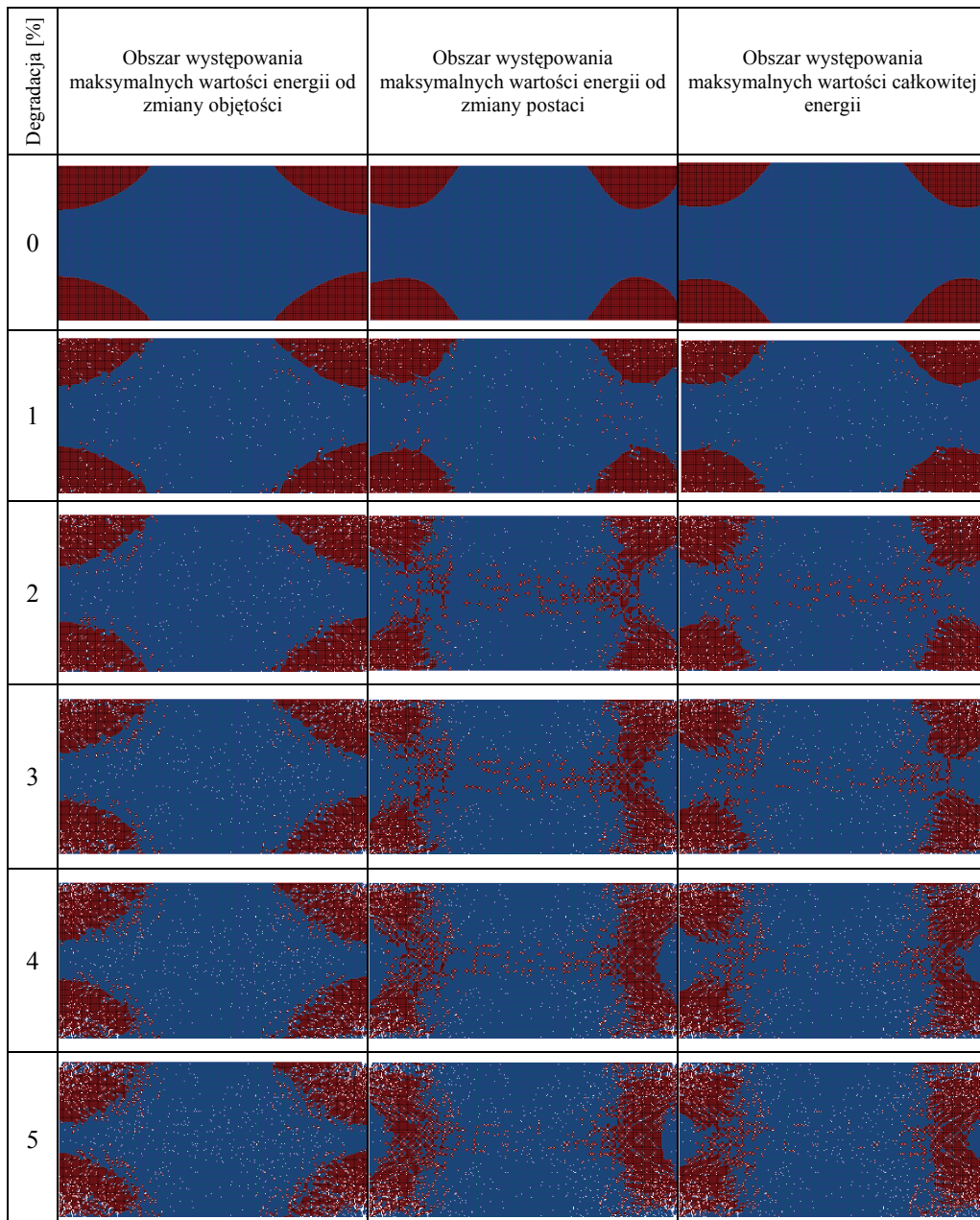


Rysunek 14.5. Względna zmiana średniej wypadkowej energii odkształcenia w funkcji procentowego stopnia degradacji materiału

Porównanie względnych średnich maksymalnych wypadkowych energii odpowiednio dla: dziesięciu, stu, tysiąca, dziesięciu tysięcy i wszystkich (40898) elementów skończonych w funkcji procentowego stopnia degradacji materiału przedstawia zestawienie wykresów (rys. 14.6). Na rysunku 14.7. uwidoczniło zestawienie obrazów lokalizacji maksymalnych wartości energii pochodzącej od zmiany objętości, postaci i energii całkowitej oznaczonej kolorem czerwonym, odpowiadającej dziesięciu tysiącom elementów skończonych w zależności od procentowego stopnia degradacji.



Rysunek 14.6. Porównanie względnych - średnich maksymalnych wypadkowych energii odpowiednio dla: dziesięciu, stu, tysiąca, dziesięciu tysięcy i wszystkich elementów skończonych w funkcji procentowego stopnia degradacji materiału



Rysunek 14.7. Lokalizacja maksymalnych wartości energii pochodzącej od: zmiany objętości, postaci i energii całkowitej oznaczona kolorem czerwonym, odpowiadająca dziesięciu tysiącom elementów skończonych w zależności od procentowego stopnia degradacji

Powyższe wyniki ilustrują możliwości badań symulacyjnych zarówno w zakresie reprezentacji własności badanego materiału, ich identyfikacji, jak również wykorzystania charakterystyk diagnostycznych do sterowania ewolucyjnymi procedurami modyfikacji własności modelu w sposób spełniający kryteria zgodności z procesami degradacji rozpoznanymi w warunkach eksperymentalnych badań niszczących próbek materiału.

Przewidywane jest wykorzystanie analogicznego modelu procesu przepływu ciepła w warunkach stanowiska diagnostycznego procesu degradacji materiału badanych próbek jako narzędzia oceny wpływu charakteru zmian strukturalnych badanego materiału na charakterystyki termograficzne wykorzystywane w procedurze diagnostycznej. Czynniki degradacji istotne w większości zastosowań konstrukcyjnych materiałów tej klasy to procesy starzenia i zmęczenia. Przejawem zaawansowania tych procesów jest między innymi znaczący spadek charakterystyk wytrzymałościowych, zarówno statycznych jak dynamicznych i zmęczeniowych. Skutki przebiegu tych procesów w znacznym zakresie mają charakter rozproszony. Zmiana własności mechanicznych materiału, spadek charakterystyk użytkowych jest wynikiem zmian strukturalnych tworzywa. Zachodzą one w obszarze polimerowej osnowy kompozytu - zrywanie wiązań w łańcuchach cząstek polimeru, powstawanie i propagacja mikronieciągłości, penetracja aktywnych cząstek agresywnego środowiska itp. Mogą powstawać i kumulować się w strefie kontaktowej osnowy i cząstek napełniacza lub włókien wzmocnienia. Mogą wreszcie dotyczyć głównie wzmocnienia - w przypadku płytek, a szczególnie włókien, może następować ich rozrywanie. Można oczekiwać wpływu tych procesów na własności cieplne materiału. Spodziewanym efektem rozproszonych nieciągłości osnowy jest spadek przewodności cieplnej tworzywa. Kumulacja nieciągłości w strefie kontaktu osnowy z napełniaczem utrudnia wymianę ciepła pomiędzy żywicą osnowy a cząstkami napełniacza, co przy nieustalonym przepływie ciepła może skutkować spadkiem przewodności z jednoczesną zmianą średniego ciepła właściwego kompozytu. Specyficznego wpływu mechanizmów degradacji należy oczekiwać również w odniesieniu do charakterystyk mechanicznych i wytrzymałościowych materiału. Opracowany model przepływu ciepła, w warunkach opisanego eksperymentu, umożliwia weryfikację pod względem zgodności z wynikiem doświadczalnej analizy termograficznej modelowego procesu rejestrowanego w materiale wyjściowym. Rejestrowane zmiany charakterystyk termograficznych, symulowane w modelu obliczeniowym procesem sposobem zmian uśrednionych charakterystyk cieplnych tworzywa próbki, umożliwią kontrolę zgodności modelu po modyfikacji z wynikami eksperymentu, dostarczając materiału do oceny przyczyn strukturalnych i mechanizmów

ich rozwoju. Zweryfikowane tą drogą hipotezy można dodatkowo ocenić na podstawie bezpośredniego pomiaru zmian własności mechanicznych materiału.

Wyniki opisanych w pracy badań wytrzymałościowych materiału poddanego degradacji zmęczeniowej zostały wykorzystane w opracowaniu planu badań projektu badawczego własnego z udziałem Autora [227] którego okres realizacji rozpoczyna się w drugiej połowie 2011 roku. W badaniach zmęczeniowych przewidziano sposób realizacji polegający na pulsacyjnym obciążeniu w układzie hydraulicznym kompozytowych próbek rurowych. Zamocowanie próbek umożliwi realizację stanu obciążenia zbliżonego do jednorodnego zarówno na powierzchni, jak i grubości materiału – powłoka cienkościenna. W wyniku oczekuje się poprawy korelacji badanych charakterystyk wytrzymałościowych z wielkościami diagnostycznymi wykorzystywanymi w metodzie ultradźwiękowej oraz termowizyjnej. Planowane są również badania zmian charakterystyk cieplnych kompozytów w warunkach postępującej degradacji, w celu oceny stopnia korelacji ich zmian z charakterystykami wytrzymałościowymi. Program badań obejmuje procesy starzeniowo-zmęczeniowe wybranych elementów konstrukcyjnych – rur kompozytowych – z wykorzystaniem modeli symulacyjnych, których identyfikacja prowadzona będzie na podstawie wyników uzyskanych w ramach projektu badań ultradźwiękowych, cieplnych oraz niszczących.

Literatura

1. Abu-Sharkh B.F., Hamid H.: Degradation study of date palm fibre/polypropylene composites in natural and artificial weathering: mechanical and thermal analysis. *Polymer Degradation and Stability*. Vol. 85 (2004) pp. 967-973.
2. Ammar-Khodja I., Picard C., Fois M., Marais C., Netchitaïlo P.: Preliminary results on thermo-oxidative ageing of multi-hole carbon/epoxy composites. *Composites Science and Technology*. Vol. 69 (2009) pp.1427-1431.
3. Avdelidis N.P., Hawtin B.C., Almond D.P.: Transient thermography in the assessment of defects of aircraft composites. *NDT & E International*. Vol. 36 (2003) pp.433-439.
4. Avdelidis N.P., Ibarra-Castaneda C., Maldague X., Marioli-Riga Z.P., Almond D.P.: A thermographic comparison study for the assessment of composite patches. *Infrared Physics & Technology*. Vol. 45 (2004) pp. 291-299.
5. Bakar M.: Własności mechaniczne materiałów polimerowych. Wydawnictwo Politechniki Radomskiej. Radom 2000.
6. Bamford C.H.: Degradation of polymers. Amsterdam – Oxford – New York 1975.
7. Bamford C.H., Tipper C.F.H.: *Comprehensive Chemical Kinetics*. Vol 14.: Degradation of Polymers. Elsevier 1975.
8. Barczyk J., Leszkowicz F., Michnowski W.: System zapewniania wysokiej niezawodności spoin obwodowych rur w energetycznych kotłach blokowych a aktualne normy na ultradźwiękowe badania spoin. *Zalecenia Dozoru Technicznego*. Nr 4/1992.
9. Bartonicek B., Hnat V., Placek V.: Radiation ageing of polymers. *Czechoslovak Journal of Physics*. Vol. 49 (1999) pp. 485-491.
10. Batdorf S.B.: *Strength of Composites: Statistical Theories*. Pergamon Press. Oxford 1989. pp. 245-261.
11. Bates D., Smith G., Lu D., Hewitt J.: Rapid thermal non destructive testing of aircraft components. *Composites: Part B*. Vol. 31 (2000) pp.175-185.
12. Beaumont P.W.R.: The failure of fibre composites: an overview. *Journal of Strength Analysis*. Vol. 24 (1989) pp. 189-205.
13. Bełzowski A.: Degradacja mechaniczna kompozytów polimerowych. Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej. Wrocław 2002.
14. Bełzowski A.: Metoda oceny stopnia uszkodzenia kompozytów polimerowych. *Kompozyty*. Nr 2 (2002) p. 253.
15. Bełzowski A.: Metoda prognozowania intensywności uszkodzeń rurociągu z kompozytu polimerowego. *Zagadnienia Eksploatacji Maszyn*. Nr 36 Z. 4 (2001) s.69-87.
16. Berdowski J., Krzesińska M.: *Proc.Sem. GDRE Materiaux Carbones Fonctionalisés*, Zakopane 25-27 Sept. 1997. s. 100-107.

17. Błędzki A.K., Spychaj S., Kwasek A.: Mikrosfery jako napelniacze kompozycji polimerowych. *Polimery*. Nr. 3-4 (1985).
18. Blettner A., et all.: Radioscopy de soudures en milieu hyperbare, Konferencja COFREND 1997. <http://www.ndt-imb.com>
19. Boczkowska A., Kapuściński J., Lindemann Z., Witenberg-Perzyk D., Wojciechowski S.: *Kompozyty*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej. Warszawa 2003.
20. Boruszak A., Sygulski R., Wrześniowski K.: *Wytrzymałość materiałów – doświadczalne metody badań*. PWN. Warszawa – Poznań 1984.
21. Brojer Z., Hertz Z., Penczek P.: *Żywice epoksydowe*. WNT. Warszawa 1972.
22. Broniewski T., Kapko J., Płaczek W., Thomalla J.: *Metody badań i oceny własności tworzyw sztucznych*. WNT. Warszawa 2000.
23. Bursa J.: Delaminacja włóknistych kompozytów polimerowych. Konferencja *Polimery i Kompozyty Polimerowe*, Ustroń 2000.
24. Bursa J.: Podstawowe problem pęknięcia polimerów. II Konferencja *Polimery i Kompozyty Konstrukcyjne*, Ustroń 2000.
25. Cartledge, H.C.Y., Baillie, C.A.: Studies of microstructural and mechanical properties of Nylon/Glass composite. *J. Mater. Sci.* Vol. 34 (1999) pp. 5113-5126.
26. Charczenko Je.F. i in.: Vlijaniya rasslojenija na procznost, odnonapravlennych oraganoplastikov pri rastzeženii. *Mechanika Kompozitnyh Materialov*. Nr 2 (1987) s. 345-348.
27. Chłopek J., Błażejewicz M., Szaraniec B.: Wpływ sztucznego środowiska biologicznego na własności mechaniczne kompozytów węglowo-fosforanowych. *Kompozyty*. Nr 2 (2002) s. 163-166.
28. Chłopek J., Morawska A., Umańska L., Paluszkiwicz C.: Badanie procesu degradacji kompozytów z polimerów resorbowalnych w warunkach in vitro. *Inżynieria Biomateriałów*. Nr. 38-42 (2004) s. 132-136.
29. Chmielnicki B., Konieczny J.: Badania wytworów z poliamidów wzmocnionych włóknem szklanym i kompozytów PE z włóknami naturalnymi (WPC) techniką mikroskopii elektronowej skaningowej. *Przetwórstwo Tworzyw*. Nr 6 (2009).
30. Chmielnicki B.: Wybrane aspekty starzenia wzmocnionych poliamidów. Cz. 1. Podatność poliamidów na procesy starzenia. *Przetwórstwo Tworzyw*. Nr 3 (2009).
31. Chudzyński S., Puternicki J., Surowiak W.: *1000 słów o tworzywach sztucznych*. Wydawnictwo Ministerstwa Obrony Narodowej. Warszawa 1975.
32. Ciesielska D.: *Fizykochemia polimerów*. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej. Poznań 1997.
33. Cook W.D., Mehrabi M., Edward G.H.: Ageing and yielding in model epoxy thermosets. *Polymer*. Vol. 40 (1999) pp. 1209-1218.
34. Cox D.S.: Subsea flooded member radiography, *Insight*, June 1997. <http://www.ndt-imb.com>
35. Dąbrowski H.: Dynamika procesu złomu kompozytów włóknistych w ujęciu modelu statystycznego i statycznie – strukturalnego. III Szkoła kompozytów, Wisła, 10-12 grudnia 2001.

36. Dąbrowski H.: Wstęp do mechaniki materiałów kompozytowych. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej. Wrocław 1989.
37. Dance W.E., Middlebrook J.B.: Neutron Radiographic Non-Destructive Inspektion in Bonded Composite Structures. ASTM STP 696, 1979, 57-71.
38. Daniel I.M., Liber T.: Non-destructive Evaluation Techniques for Composite materials, Proceedings of the 12th Symposium on NDE, ASNT and NTIAC. San Antonio, TX, April 1979, 226-244.
39. Deputat J.: Nieniszczące metody badań własności materiałów. Wydawnictwo Biuro GAMMA. Warszawa 2002.
40. Deputat J.: Nieniszczące metody badań własności materiałów. Wydawnictwo Biuro GAMMA. Warszawa 1997.
41. Deputat J.: Nowe techniki badań ultradźwiękowych. Wykłady 10 seminarium szkoleniowego „Nieniszczące badania materiałów”. Zakopane 16-19.03.2004.
42. Dobrzański L.A. i in.: Zasady doboru materiałów inżynierskich. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej. Gliwice 2001.
43. Dobrzański L.A.: Metaloznawstwo z podstawami nauki o materiałach. Wydanie piąte zmienione. WNT. Warszawa 1999.
44. Dobrzański L.A.: Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo. Materiały inżynierskie z podstawami projektowania materiałowego. WNT. Warszawa 2002.
45. Duke J.S., Henneke H.E.G., Stinchcomb W.W.: Ultrasonic stress wave characterization of composite materials. NASA CR-3976, 1986.
46. Ewert U., Redmer B., Muller J.: Mechanized weid inspection for detection of planar defects and depth measurement by tomosynthesis and planartomography. Review of Progress in Quantitative NDE, July 99 Canada. <http://www.ndt-imbn.com>
47. Fayolle B., Verdu J.: Effect of chemical ageing on polymers mechanical properties. *Materiaux & Techniques*. Vol. 88 No. 11-12 (2000) pp.3-10.
48. Fioderczyk Z., Pęczka S.: Chemia polimerów, Oficyna wydawnicza Politechniki Warszawskiej. Warszawa 1997.
49. Forster, Knappe: Experimentale und teoretische. Untersuchungen zur Kunnstoff. Vol. 9 (1978) pp. 263-271.
50. Garbarski J.: Materiały i kompozyty niemetalowe. Oficyna wydawnicza Politechniki Warszawskiej. Warszawa 2001.
51. Grassie N., Scott G.: Polymer degradation and stabilisation. Cambridge University Press. Cambridge 1985.
52. Guarrotxena N., Millan J.: Chemical aging of polymers: general aspects and their effect on functional properties. *Revista de Plasticos Modernos*. Vol. 77 No. 517 (1999) pp. 45-54.
53. Guarrotxena N., Millan J.: Radiation-duced ageing. II Kinetics of the evolution of mechanical properties. *Revista de Plasticos Modernos*. Vol. 78 No. 518 (1999) pp. 143-151.

54. Hancox N.L.: Thermal effects on polymer matrix composites: Part 1. Thermal cycling. *Materials and Design*. Vol. 19 (1998) pp. 85-91.
55. Hancox N.L.: Thermal effects on polymer matrix composites: Part 2. Thermal degradation. *Materials and Design*. Vol. 19 (1998) pp. 93-97.
56. Hanneke E.G., Reifsnider K.L., Stinchcomb W.W.: Thermography-An NDI Method for Damage Detection. *Journal of Metals*. Vol. 31 (1979) pp. 11-15.
57. Harris B.: Accumulation of Damage and Non destructive Testing of Composite Materials and Structures. *Annales de Chemie – Science de Materiaux*. Vol. 5 (1980) pp. 327-339.
58. Hoskin B.C., Baker A.A.: *Composite Materials for Aircraft Structures*. AIAA Education Series. New York.
59. Hyla I., Lizurek A.: Zastosowanie badań dynamicznych do analizy mechanizmu pęknięcia udarowego kompozytów warstwowych. *Kompozyty*. Nr 2 Z. 5 (2002) 374-377.
60. Hyla I.: *Elementy mechaniki kompozytów*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej. Gliwice 1995.
61. Janecki J.: *Zużycie części samochodowych wykonanych z tworzyw sztucznych*. Wydawnictwo Komunikacji i Łączności. Warszawa 1982.
62. Jędrzejowski A., Jaszczuk Z.: Raport wewnętrzny. IEA. <http://www.ndt-imbn.com>
63. White J.R.: Polymer ageing: physics, chemistry or engineering? Time to reflect. *C.R. Chimie*. Vol. 9 (2006) pp. 1396-1408.
64. Kaczkowski J.: Komputerowe wspomaganie obliczeń konstrukcji kompozytowych. III Szkoła kompozytów, Wisła 1-12.XII.2001.
65. Kaczmarczyk J., Rojek M., Wróbel G., Stabik J.: Numerical models of polymeric composite to simulate fatigue and ageing processes. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. Vol. 34 Issue 1 (2009) pp. 31-38.
66. Kaczmarek H.: Efekty przyspieszenia fotochemicznego rozkładu polimerów przez substancje mało- i wielkocząsteczkowe. Wydawnictwo Uniwersytetu Mikołaja Kopernika. Toruń 1998.
67. Kittel C.: *Wstęp do fizyki ciała stałego*. PWN. Warszawa 1974.
68. Kockott D.: Factors influencing the reliability of results in accelerated weathering tests. *ASTM Special Technical Publication STP 1294*. 1996. pp. 24-39.
69. Kozakowski T.: *Elementy mechaniki pęknięcia w badaniach nieniszczących*. Seminarium Ultradźwiękowe Badania Materiałów, Zakopane 1997 IPPT PAN i Biuro Gamma.
70. Korneta A., Rojek B.: *Instrukcja obsługi defektoskopu ultradźwiękowego UMT-17*. Radom 2005.
71. Kosińska W.: *Terminologia tworzyw sztucznych*. PKN. Warszawa 1988.
72. Kotnarowska D.: *Erozja powłok epoksydowych i kompozytowych*. Postęp w Przetwórstwie Materiałów Polimerowych. Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej. Częstochowa 2002.
73. Kozłowski M.: *Podstawy recyklingu tworzyw sztucznych*. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej. Wrocław 1998.
74. Krishnapillai M., Jones R., Marshall I.H., Bannister M., Rajic N.: Thermography as a tool for damage assessment. *Composite Structures*. Vol. 67 (2005) pp. 149-155.

75. Królikowski W., Kłosowska-Wołkowicz Z., Penczek P.: *Żywnice i laminaty poliestrowe*. WNT. Warszawa 1986.
76. Królikowski W.: *Tworzywa wzmocnione i włókna wzmacniające*. WNT. Warszawa 1988.
77. Krywult B.: *Źródła uszkodzeń i zniekształceń wytworów z tworzyw wzmocnionych włóknami*. Polimery. Nr 1 (2002) str. 48.
78. Krzysińska M.: Hypersonic properties of undoped and Cr-doped bismuth germanium oxide. *Ultrasonics*. Vol. 3 (1986) pp. 88-92.
79. Krzysińska M.: *IstInt. Cont. „New Carbon Materials’99”*, Jaszowiec, Poland 11-15 Jan. 1999.
80. Krzysińska M.: Propagation of ultrasound in pyridine extracts of bituminous coals. *Fuel*. Vol. 75 (1996) pp. 1267-1270.
81. Krzysińska M.: The use of ultrasonic wave propagation parameter in the characterization of extracts from coal. *Fuel*. Vol. 77 (1998) pp. 649-653.
82. Krzysińska M.: Three-phonon interactions in bismuth germanium oxide, *Phys. Stat. Sol.: Part B*. Vol. 136 (1986) 475-479.
83. Krzysińska M.: Ultrasonic studies of outburst-prone coals, *Int. J. Rock Mech. Min. Sci.*. Vol. 34 (1997) pp. 167-171.
84. Krzysińska M.: Ultrasound velocity in infinitely dilute tetrahydrofuran and pyridine solutions of coal and lignine extracts. *Acoust. Lett.*. Vol. 19 (1995) pp. 116-119.
85. Kumari A., Roy R.S., Jha H.K.: Study of photoradical ageing of polymers. *Acta Ciencia Indica, Physics*. Vol. 23 No. 1 (2001) pp. 195-200.
86. Kurzeja L., Szeluga U., Rojek M., Stabik J.: *Badania procesu starzenia kompozytu epoksydowego o wysokiej wytrzymałości mechanicznej*. Prace Naukowe Katedry Budowy Maszyn Nr 1/2000, seria: Konferencje: "Polimery i Kompozyty Konstrukcyjne". Ustroń 31.05. - 2.06.2000, s. 145-148.
87. Łączyński B.: *Tworzywa wielkocząsteczkowe. Rodzaje i własności*. WNT. Warszawa 1982.
88. Leda H.: *Współczesne materiały konstrukcyjne i narzędziowe*. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań 1996.
89. Ledbetter H.M.: Dynamic elastic modulus and internal friction in G-10CR and G-11CR fiberglass-cloth-epoxy composites. *Cryogenics*. Vol. 11 (1980) pp. 637-640.
90. Lewińska-Romicka A.: *Badania nieniszczące. Podstawy defektoskopii*. WNT. Warszawa 2001.
91. Lewińska-Romicka A.: *Defektoskopia wiropładowa*. WNT. Warszawa 1997.
92. Lewitowicz J.: *Współczesne metody badań nieniszczących w praktyce eksploatacyjnej obiektów technicznych na przykładzie statków powietrznych*. 32 Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących, R-27, IPPT PAN, Warszawa, Międzyzdroje 2003.
93. Liber T., Daniel I.M., Schraum S.W.: *Ultrasonic Techniques for Inspecting Flat and Cylindrical Composite Cylinders*, ASTM STP 696, 1979 pp. 5-25.
94. Lichtbau A., Záh M.: Stabilisierung von Landwirtschaftsfolien. *Kunststoffe*. Vol. 88 (1998) p. 719.
95. Mackiewicz S.: *Badania ultradźwiękowe materiałów kompozytowych*. Seminarium: *Ultradźwiękowe badania materiałów*, Zakopane 1995.

96. Madura H.: Thermovision measurements in practice. Ag. Wyd. Paku. Warszawa 2004 (in Polish).
97. Mallick P.K.: Nondestructive tests. Composites Engineering Handbook. New York, Basel, Hong Kong 1997.
98. Marchant M.: Holographic Interferometry of CFRP Wing Tips. Royal Aeronautic Establishment, TR-78105, Aug. 1978
99. Nowak M.: Wytrzymałość tworzyw sztucznych. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej. Wrocław 1987.
100. Mason W.P., Thurston R.W.: Physical acoustics. vol. I-XVIII. Academic Press. London 1964-1984.
101. Melnikov M., Seropagina E.N.: Photoradical ageing of polymers. International Journal of Polymeric Materials. Vol. 31 No. 1-4 (1996) pp. 41-93.
102. Meola G.M., Carlomagno A., Squillace A., Vitiello A.: Non-destructive evaluation of aerospace materials with lock-in thermography. Engineering Failure Analysis. Vol. 13 (2006) pp. 380-388.
103. Meola G.M., Carlomagno L., Giorleo L.: Geometrical limitations to detection of defects in composite by means of infrared thermography. Journal of Nondestructive Evaluation. Vol. 23 No. 4 (2004).
104. Miękina W., Rutkowski P., Wild D.: Basics of thermovision measurements. Ag. Wyd. Paku. Warszawa 2004 (in Polish).
105. Mitchell J.R.: Testing for flaws in reinforced plastics by acoustic emission. Plast. Eng.. Vol. 40 (1984).
106. Monchalain J.P., Neron C., Bouchard P., Choquet M., Heon R., Padioleau C.: Inspection of Composite Materials By Ultrasonics. Canadian Aeronautics and Space Journal. Vol. 43 No. 1 (1997).
107. Mool D., Stephenson R.: Ultrasonic Inspection of Boron/Epoxy-Aluminium Composite Panel. Material Evaluation. Vol. 29 (1971) pp. 159-164.
108. Moon S.M., Jerina K.L., Hahn H.T.: Acousto-ultrasonic wavepropagation in composite laminates. in: „Acousto-Ultrasonics. Theory and Applications” (ed. J.C. Duke, Jr.). Pergamon. New York 1989.
109. Muzia G., Rdzawski Z., Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Diagnostic basis of thermographic investigation of epoxy-glass composites’ degradation process. Machine Building and Technosphere of XXI Century Conference, Donieck 2007.
110. Muzia G., Rdzawski Z., Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Thermographic diagnosis of fatigue degradation of epoxy-glass composites. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. Vol. 24 Issue 2 (2007) pp. 123-126.
111. Nayfeh A.H.: Wave Propagation in Layered Anisotropic Media with Applications to Composites. Elsevier. Amsterdam 1995.
112. Neininger S.M., Staggs J.E.J., Horrocks A.R., Hill N.J.: A study of the global kinetics of thermal degradation of fibre-intumescent mixture. Polymer Degradation and Stability. Vol. 77 (2002) p. 187.

113. Nejman M.B. (red.) praca zbiorowa: Starzenie i stabilizacja polimerów, WNT, Warszawa 1996.
114. Nevadunsky J.J., Lucas J.J., Salkind M.J.: Early Fatigue Damage Detection in Composites Materials, *Journal of Composite Materials*. Vol. 9 (1975) pp. 394-408.
115. Nicholson J.W.: *Chemia polimerów*. WNT. Warszawa 1996.
116. Nicholson J.W.: *Chemia polimerów*. WNT. Warszawa 1996.
117. Norma EN ISO 4600:1997: Tworzywa sztuczne - Oznaczanie odporności na środowiskową korozję.
118. Norma PN ISO 4599:1996: Tworzywa sztuczne - Oznaczanie odporności na środowiskową korozję naprężeniową (ESC) - Metoda zgiętej taśmy.
119. Norma PN-EN ISO 6252:2002: Tworzywa sztuczne Oznaczanie środowiskowej korozji naprężeniowej (ESC) Metoda stałego naprężenia rozciągającego.
120. Tai N.-H., Yip M.-C., Tseng C.-M.: Influences of thermal cycling and low-energy impact on the fatigue behavior of carbon/PEEK laminates. *Composites: Part B*. Vol. 30 (1999) pp. 849-865.
121. Obraz J.: *Ultradźwięki w technice pomiarowej*. WNT. Warszawa 1983.
122. Ochęduszko S.: *Applied thermodynamics*. WNT. Warszawa 1970 (in Polish).
123. Ochelski S.: *Metody badań nieniszczących*. Wojskowa Akademia Techniczna. Warszawa 2002.
124. Ochelski S.: *Metody doświadczalne mechaniki kompozytów konstrukcyjnych*. WNT, Warszawa 2004.
125. Ochelski S.: *Metody badań nieniszczących kompozytów*. V Konferencja Naukowo Techniczna "Polimery i kompozyty konstrukcyjne", Gliwice 5-7.06.2002.
126. Ochelski S.: *Niektóre ograniczenia w pomiarach własności mechanicznych kompozytów włóknistych*. Konferencja Naukowo Techniczna „Polimery i kompozyty konstrukcyjne”, Ustroń 31.05.-2.06.2000.
127. Ochelski S.: *Zmęczenie kompozytów*. III Szkoła Kompozytów - 10-12 grudnia 2001, Wisła. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej. Warszawa 2001.
128. Oliferuk W.: *Nieniszczące badania materiałów*, Materiały XII Seminarium „Termografia aktywna w badaniach materiałów” IPPT PAN, Zakopane 2006.
129. Oliferuk W.: *Termografia podczerwieni w nieniszczących badaniach materiałów i urządzeń*. Wydawnictwo Biuro GAMMA. Warszawa 2008.
130. Parvatareddy H., Wang J.Z., Dillard D.A., Ward T.C., Rogalski M.E.: Environmental ageing of High-performance polymeric composites: effects on durability. *Composites Science and Technology*. Vol. 53 (1995) pp. 399-409.
131. Pawłowski Z.: *Badania nieniszczące – Poradnik*. Stowarzyszenie Inżynierów i Techników Mechaników Polskich. Ośrodek Doskonalenia Kadr SIMP. Warszawa 1988.
132. Pawłowski Z.: *Ultradźwiękowe badania materiałów*. ODK. Warszawa 1978.
133. Pielichowski J., Puszyński A.: *Technologia tworzyw sztucznych*. WNT. Warszawa 1998.
134. Pilecki S.: *Badania stali metodą emisji akustycznej w świetle występowania zakłóceń zewnętrznych*. Elektr. Akust. Met. Badań Mater. I Struk. Biol. IPPT PAN SEP, Warszawa – Jabłonna 1984, s. 215-242.

135. Piech T.: Badania magnetyczne. Wykorzystanie efektu Barkhausena. Wydawnictwo Biuro GAMMA. Warszawa 1982.
136. Poloszyk S.: Active thermovision in non-destructive testing. Proceedings of the Conference Manufacturing'01, Poznań, 2001, Vol. 2, pp. 221-228 (in Polish).
137. Płowiec R.: Lepkość i sprężystość cieczy określona za pomocą ultradźwiękowych fal ścinania. PWN. Warszawa - Poznań 1990.
138. Porejko S., Zakrzewski L.: Chemia związków wielkocząsteczkowych. WNT. Warszawa 1974.
139. Praca zbiorowa: Comprehensive Chemical kinetics – volume 14: Degradation of polymers. Elsevier Scientific Publishing Company. Amsterdam 1975.
140. Prakash R.: Non-destructive Testing of Composites. Composites. Vol. 11 (1980) pp.217-224.
141. Rajic N.: Principal component thermography for flaw contrast enhancement and flaw depth characterization in composites structures. Composite Structures. Vol. 58 (2002) pp. 521-528.
142. Rajlakshmi N., Tarkes D.P., Alok S.: A computational and experimental investigation on thermal conductivity of particle reinforced epoxy composites. Computational Materials Science. Vol. 48 (2010) pp. 576-581.
143. Ranachowski J., Malecki I.: Wyznaczanie metodami akustycznymi dynamicznych modułów sprężystości. IPPT PAN Warszawa. Zeszyt 7/1999.
144. Renbi B., Rabek R.: Fotodestrukcja, fotookislenie, fotostabilizacja polimerov. Mir. Moskwa 1978.
145. Rojek M., Stabik J., Muzia G.: Termowizja w ocenie procesów zgrzewania tworzyw sztucznych. Kompozyty konstrukcyjne. Wydawnictwo Logos Press. Cieszyn 2010. s. 333-343.
146. Rojek M., Stabik J., Kurzeja L., Ketliński T.: Kompozyty napełnione węglem. Cz. II – Badania mechaniczne. Mat. VI Konferencji Naukowo Technicznej „Polimery i Kompozyty Konstrukcyjne” Ustroń, Październik 2004.
147. Rojek M., Stabik J., Makselon M.: Badania nieniszczące niektórych własności laminatów epoksydowo – szklanych. Zeszyty Naukowe Nr 246 Akademii Techniczno – Rolniczej im. J. i J. Śniadeckich w Bydgoszczy „Chemia i technologia chemiczna”. s. 91-95.
148. Rojek M., Stabik J., Muzia G.: Thermography in plastics welding processes assessment. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. Vol. 41 (2010) pp.40-47.
149. Rojek M., Stabik J., Sokół S.: Fatigue and ultrasonic testing of epoxy-glass composites. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. Vol. 20 (2007) pp. 183-186.
150. Rojek M., Stabik J., Wróbel G., Kaczmarczyk J.: A model of heat transfer taking place in thermographic test stand. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. Vol. 27 Issue 1 (2008) pp.7-14.
151. Rojek M., Stabik J., Wrobel G.: Ultrasonic methods in diagnostics of epoxy-glass composites. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 162-163 (2005) p. 121.
152. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Ultrasonic methods in diagnostics of epoxy-glass composites. Proc. Inter. Conf. „Nondestructive Testing of Materials and Structures” II AMAS Workshop-NTM'03, Warsaw 2003, p. 197.

153. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Ultrasounds in diagnostics of polymer materials. Mat. Konf. "Progressivnye tehnologii i sistemy mašinostroenia", Doneck 2002.
154. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Ultrasonic methods In diagnostics of epoxy- glass composites. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 162-163 (2005) pp. 121-126.
155. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Badania nieniszczące w diagnostyce własności kompozytów. Mat. XLVII Sympozjonu „Modelowanie w Mechanice”, Wisła 2008.
156. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Investigation of polymer composites thermal degradation using non-destructive method. Masinostroenie i Technosfera XXI veka Sbornik trudov XV mezdunarodnoj naucna - techniceckoj konferenciji Doneck, Ukraina 2008. s. 311-314.
157. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Non-destructive testing of thermal degradation of polymer composites. Proc 2nd Int. Conf. "Modern Achievements in Science and Education", Israel 2008. pp. 53-59.
158. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Ultradźwięki w diagnostyce laminatów epoksydowo – szklanych. Materiały seminarium „Nieniszczące badania materiałów”, Zakopane 2003. s. 203-211.
159. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Ultradźwięki w diagnostyce materiałów polimerowych. Materiały V Konferencji Naukowo Technicznej „Polimery i Kompozyty Konstrukcyjne”, Ustroń 5-7 czerwca 2002. s. 183-190.
160. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Ultrasonic methods in diagnostics of epoxy – glass composites. Proceedings of the Conference "Non-destructive Testing of Materials and Structures II" Warsaw 2003.
161. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Badania nieniszczące w diagnostyce własności materiałowych polimerowych kompozytów konstrukcyjnych. Mat. XIV Seminarium „Nieniszczące badania materiałów”, Zakopane 2008.
162. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Non-destructive diagnosis of the state of degradation of polymer composites. Masinostroenie i Technosfera XXI veka Sbornik trudov XV mezdunarodnoj naucna - techniceckoj konferenciji Doneck, Ukraina 2008. s. 315-318.
163. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Non-destructive diagnostic methods of polymer matrix composites degradation. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. Vol. 31 Issue 1 (2008) pp.53-59.
164. Rojek M., Stabik J., Wróbel G.: Non-destructive diagnostic methods of polymer matrix composites degradation. Proceedings of the 12th International Materials Symposium, Denizil, Turkey 2008. pp. 932-940.
165. Rojek M., Stabik J.: Ciepłoodporność laminatu epoksydowo – szklanego TSE-6. Materiały V Konferencji Naukowo Technicznej „Polimery i Kompozyty Konstrukcyjne”, Ustroń 5-7 czerwca 2002. s. 178-182.
166. Rojek M., Wróbel G., Stabik J., Muzia G.: Thermography applied as tool in polymer composites diagnosis. Proceedings of VIII International Conference "Improvement of the Quality, Reliability and long usage of Technical systems and Technological Processes", Egypt 2009. pp. 62-65.

167. Romanowski S.J.: Analiza wpływu wybranych czynników na własności fizyko – mechaniczne niektórych kompozytów polimerowych. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej. Gliwice 1987.
168. Rutkowski W.: Kompozyty – zagadnienia ogólne. WEMA. Warszawa 1980.
169. Salkind M.J.: Early detection of Fatigue Damage in Composite Materials. *Journal of Aircraft*. Vol. 13 (1976) pp. 764-769.
170. Santulli C.: IR thermography study of the effect of moulding parameters on impact resistance in E-glass/polypropylene commingled laminates. *NDT & E International*. Vol. 35 (2002) pp. 377-383.
171. Sasov A.: High Resolution X-Ray Micro-CT, Review of Progress in Quantitative NDE, July 99 Canada. <http://www.ndt-imb.com>
172. Scott I.G., Scala C.M.: A review of Non-destructive Testing of Composite materials. *Non-Destructive Testing International*. Vol. 15 (1982) pp.75-86.
173. Seachtling: Tworzywa sztuczne. Poradnik. WNT. Warszawa 2000.
174. Senczyk D.: Metody badania materiałów. Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, Poznań 1994.
175. Sheldon W.H.: Comparative Evaluation of Potential NDE Techniques for Inspection of Advanced Composite Structures. *Materials Evaluation*. Vol. 36 (1978) pp. 44-46.
176. Sikorski T.: Podstawy chemii i technologii polimerów. PWN. Warszawa 1985.
177. Sławiński J., Górski Z., Magdziarek I., Powierza M.: Szybka i czuła metoda badania polimerów degradowanych czynnikami środowiskowymi za pomocą ultraczułej kamery CCD obrazującej w technice zliczania pojedynczych fotonów, *Materiały II Konferencji „Energia odnawialna. Innowacyjne rozwiązania. Materiały i Technologie dla Budownictwa”*, Solina 2008.
178. Śliwiński A.: Ultradźwięki i ich zastosowania. WNT. Warszawa 2001.
179. Sobczyk K., Billie F.S. Jr.: Stochastyczne modele zmęczenia materiałów. Wydanie I. WNT. Warszawa 1996.
180. Sobków M., Czaja K.: Wpływ warunków przyspieszonego starzenia na proces degradacji poliolefin. *Polimery*. Nr 48 Z. 9 (2003) 627-632.
181. Soltani P.K., Wysniewski D.A.: Amorphous Selenium Direct Radiography for Industrial Imaging. *Review of Progress in Quantitative NDE*, July 99 Canada.
182. Sozański L.: Problemy związane z pomiarem grubości metodą ultradźwiękową. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej. Wrocław.
183. Speka M., Mattei S., Pilloz M., Ilie M.: The infrared thermography control of the laser welding of amorphous polymers. *NDT&E International*. Vol. 41 No. 3 (2008) 178-183.
184. Steinberger R., Leitao T.I.V., Ladstatter E., Pinter G., Bilinger W., Lang R.W.: Infrared thermographic techniques for non-destructive damage characterization of carbon fibre reinforced polymers during tensile fatigue testing. *International Journal of Fatigue*. Vol. 28 (2006) pp. 1340-1347.
185. Szala J.: Hipotezy sumowania uszkodzeń zmęczeniowych. Wydawnictwo Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej. Bydgoszcz 1998.

186. Szczepanik M., Stabik J., Wróbel G., Wierzbicki Ł.: Wykorzystanie systemów termowizyjnych do badań materiałów polimerowych. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej. Gliwice 2008.
187. Tanaeva S.A., Bulgakova L.V., Domorod L.S., Evseeva L.E.: Effect of heat-aging on the thermal properties of glass-reinforced epoxy plastic. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. Vol. 29 No. 6 (1975) pp. 1057-1062.
188. Thomas W.F.: *Phys. Chem. Glasses*. Vol. 1 (1960) p. 4.
189. Topoliński T.: *Metody doświadczalne w zmęczeniu materiałów i konstrukcji*. Wydawnictwo Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej. Bydgoszcz 2000.
190. Topoliński T.: *Analiza teoretyczna i badania kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych konstrukcyjnych kompozytów polimerowych*. Wydawnictwo Akademii Techniczno-Rolniczej w Bydgoszczy. Bydgoszcz 1997.
191. Tumański S.: *Cienkowarstwowe czujniki magnetorezystancyjne*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej. Warszawa 1997.
192. Tuttle M.T.: *A framework for long term durability predictions of polymeric composites*. *Progress in Durability Analysis of Composite Systems*. Rotterdam 1996. pp. 196-176.
193. Van Dreumel W.H.M.: *Ultrasonic Scanning for Quality Control Advanced Fiber Composites*. *Non-Destructive Testing International*. Vol. 11 (1978) pp. 233-235.
194. Vengrinovich V. et al.: *Bayesian Restoration of Cracks fcgnages in Welds from Incomplete and Noisy X-Ray Data*. *Review of Progress in Quantitative NDE*, July 99 Canada. <http://www.ndt-imbn.com>
195. Weaver A.: *Composites: World Markets and Opportunities*. *Materials Today*. 1999.
196. Wichmann. E.H.: *Quantum Physics*. PWN. Warszawa 1973.
197. Wehr J.: *Pomiary prędkości i tłumienia fal ultradźwiękowych*. PWN. Warszawa 1972.
198. Wilczyński A.: *Zagadnienia optymalizacji struktury kompozytów włóknistych*. *Materiały konferencyjne „Komputerowe wspomaganie projektowania kompozytów do celów cywilnych i wojskowych”*, Wisła 7-9.XII.1999.
199. Wilczyński A.P., Klasztorny M.: *Modelowanie polimerowych kompozytów włóknistych w zakresie lepkosprężystym*. III Szkoła Kompozytów „Modelowanie i Analiza materiałów i elementów kompozytowych”, Wisła 10-12 grudnia 2001.
200. Wilczyński A.P.: *Polimerowe kompozyty włókniste*. WNT. Warszawa 1996.
201. Wróbel G., Rdzawski Z., Muzia G., Pawlak S.: *The Application of infrared Thermography for Quality Evaluation of CFRP Composites*. *Proceedings of VII International Conference The Improvement of the Quality, Reliability and Long usage of technical Systems and technological Processes*. Sharm el Sheikh, Egypt 2008. pp. 89-92.
202. Wróbel G., Rojek M.: *Thermographic method of fatigue assessment of polymeric materials*. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. Vol. 42 (2010) pp. 88-93.
203. Wróbel G., Muzia G., Rdzawski Z., Rojek M., Stabik J.: *Thermographic diagnosis of fatigue degradation of epoxy-glass composites*. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. Vol. 24 Issue 2 (2007) pp. 123-126.

204. Wróbel G., Muzia G., Rdzawski Z., Rojek M., Stabik J.: Thermographic diagnosis of fatigue degradation of epoxy-glass composites. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. Vol. 24 Issue 2 (2007) pp. 123-126.
205. Wróbel G., Pawlak S.: Nieniszcząca metoda oceny udziału wzmocnienia w kompozytach epoksydowo-szklanych, XI Profesorskie Warsztaty Naukowe - Przetwórstwo Tworzyw Polimerowych, *Zeszyty Naukowe nr 246, Chemia i Technologia Chemiczna 11, Bydgoszcz 2006*, s. 165-168.
206. Wróbel G., Pawlak S.: A comparison study of the pulse-echo and through-transmission ultrasonics in glass/epoxy composites. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. Vol. 22 Issue 1 (2007) pp. 51-54.
207. Wróbel G., Pawlak S.: The effect of fiber content on the ultrasonic wave velocity in glass/polyester composites. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. Vol. 20 (2007) pp. 295-298.
208. Wróbel G., Pawlak S.: Ultradźwiękowe wyznaczanie lokalnej zawartości włókna w kompozytach żywiczno-szklanych. *Mat. Konf. Polimery i Kompozyty Konstrukcyjne, Kompozyty 2006, Istebna - Gliwice, 12-14.09.2006*, s. 145-150.
209. Wróbel G., Pawlak S.: Ultrasonic evaluation of the fiber content in glass/epoxy composites. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. Vol. 18 (2006) pp. 187-190.
210. Wróbel G., Rojek M., Kaczmarczyk J.: Random simulating model of the fatigue process. *Proceedings of III International Conference on modern achievements of science and education, Izrael 2009*. pp. 41-43.
211. Wróbel G., Rojek M., Szymiczek M.: Numeryczna symulacja procesu zmęczenia kompozytu polimerowego z wykorzystaniem diagnostycznej techniki ultradźwiękowej. *Materiały XV Seminarium "Nieniszczące badania materiałów"*, 2009. s. 119-126.
212. Wróbel G., Stabik J., Rojek M.: Diagnostyka procesu degradacji kompozytów polimerowych. *Mat. Konf. Polimery i kompozyty konstrukcyjne, Ustroń 2008*. s. 133-142.
213. Wróbel G., Wierzbicki Ł., Pawlak S.: Ultrasonic quality evaluation method for polyester glass laminated materials. *Proceedings of the 11th International Scientific Conference on Contemporary Achievements in Mechanics, Manufacturing and Materials Science, Gliwice – Zakopane 2005*. pp. 1040-1044.
214. Wróbel G., Wierzbicki Ł., Szymiczek M.: Wpływ wody morskiej na wytrzymałość laminatów epoksydowo – szklanych. *Materiały konferencyjne Achievements in Mechanical and Materials Engineering, Gliwice 2003*, s. 1053-1056.
215. Wróbel G., Wierzbicki Ł.: Starzenie laminatu poliestrowo – szklanego w warunkach stałego odkształcenia. *Postęp w przetwórstwie materiałów polimerowych. Praca Zbiorowa pod redakcją J. Koszkuła i E. Bociągi, Częstochowa 2006*. s. 317-322.
216. Wróbel G., Wierzbicki Ł.: Ultradźwięki w diagnostyce zmian wytrzymałości laminatów warunkach starzenia. *Materiały konferencyjne Achievements in Mechanical and Materials Engineering, Gliwice 2005*. s. 601-610.

-
217. Wróbel G., Wierzbicki Ł.: Ultrasonic methods in diagnostics of glass-polyester composites. Proceedings of the International Conference on Contemporary Achievements in Mechanics, Manufacturing and Materials Science, Gliwice 2006.
 218. Wróbel G., Wierzbicki Ł.: Ultrasounds in the diagnosis of strength changes in laminates put in ageing conditions. Materiały konferencyjne Achievements in Mechanical and Materials Engineering, Gliwice 2005.
 219. Wróbel G.: Badania nieniszczące elementów instalacji z materiałów polimerowych. Materiały konferencyjne Konferencji Naukowo Technicznej Sieci i Instalacje z Tworzyw Sztucznych, Istebna 2005. s. 67-75.
 220. Wróbel. G., Wierzbicki Ł., Zboch M.: Ultradźwiękowe badania składu laminatu epoksydowo-szklanego. Materiały konferencyjne Konferencji Naukowo Technicznej Sieci i Instalacje z Tworzyw Sztucznych, Istebna 2005. s. 61-66.
 221. Wypych G.: Handbook of Material Weathering. Chemtec Publishing. Netanya 2007.
 222. Żenkiewicz M.: Polimery. WNT. Warszawa 2003.
 223. Żenkiewicz O.C.: Metoda elementów skończonych. Arkady. Warszawa 1972.
 224. Żuchowska D.: Polimery konstrukcyjne. Przetwórstwo i własności. Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej. Wrocław 1993.
 225. Żuchowska D.: Polimery konstrukcyjne. WNT. Warszawa 1995.
 226. <http://kms.polbud.pl/instrukcje.WM-cw11.pdf>
 227. Projekt badawczy: Charakterystyki cieplne w diagnostyce stopnia degradacji starzeniowo – zmęczeniowej polimerowych kompozytów konstrukcyjnych metodą termowizyjną. Zakwalifikowany do sfinansowania w 2011 r.

ISSN 2083-5191

ISBN 83-89728-89-3

EAN 9788389728890