ZESZYTY
NAUKOWE
POLITECHNIKI
ŚLĄSKIEJ

P 3361/87

STANISŁAW JÓZEF ROMANOWSKI

ANALIZA WPŁYWU WYBRANYCH CZYNNIKÓW NA WŁAŚCIWOŚCI FIZYKO-MECHANICZNE NIEKTÓRYCH KOMPOZYTÓW POLIMEROWYCH

MECHANIKA

Z. 84
GLIWICE
1987

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 901

P. 3361/87

STANISŁAW JÓZEF ROMANOWSKI

ANALIZA WPŁYWU WYBRANYCH CZYNNIKÓW NA WŁAŚCIWOŚCI FIZYKO-MECHANICZNE NIEKTÓRYCH KOMPOZYTÓW POLIMEROWYCH

GLIWICE 1987

cz. 14.548

OPINIODAWCY

Prof. dr hab. inż. Włodzimierz Dębski
Prof. dr hab. inż. Stanisław Mazurkiewicz

KOLEGIUM REDAKCYJNE

REDAKTOR NACZELNY — Prof. dr hab. inż. Wiesław Gabzdyl
REDAKTOR DZIAŁU — Prof. dr hab. inż. Józef Wojnarowski
SEKRETARZ REDAKCJI — Mgr Elżbieta Stinzing
CZŁONKOWIE KOLEGIUM — Prof. dr hab. inż. Adolf Maciejny
— Prof. dr inż. Stanisław Malzacher
— Prof. dr hab. inż. Bronisław Skinderowicz

OPRACOWANIE REDAKCYJNE

Mgr Roma Łoś

Wydano za zgodą
Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0434-0817

Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej
ul. Kujawska 3, 44-100 Gliwice

Nakł. 160+85 Ark. wyd. 14,5 Ark. druk. 10,875 Papier offset. kl.III 70x100, 70 g
Oddano do druku 11.11.86 Podpis. do druku 15.12.86 Druk ukończ. w styczniu 1987
Zam. 1069/85 O-24 Cena zł 290,—

Skład, fotokopie, druk i oprawę
wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach

P 49/87

SPIS TREŚCI

Str.

WSTĘP 13

Część pierwsza

STUDIUM ANALITYCZNO-KRYTYCZNE ZAGADNIENIA NA PODSTAWIE PUBLIKACJI I PRAC NAUKOWYCH ORAZ BADAŃ I OPRACOWAŃ WŁASNYCH 17

Rozdział 1. ZAKRES I CEL PRACY BADAWCZEJ 19

Rozdział 2. MODELE REOLOGICZNE TWORZYW WZMACNIANYCH 20

Rozdział 3. KOMPONENTY TWORZYW WZMACNIANYCH 27

3.1. Spoiwa 27
3.2. Nośniki 28
3.3. Preparacje 31

Rozdział 4. WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE TWORZYW 34

4.1. Kształty i wymiary próbek 38
4.2. Niejednorodność struktury 40
4.3. Ciśnienie formowania 43
4.4. Skurcz w procesie utwardzania 44
4.5. Wpływ temperatury w procesie utwardzania na właściwości tworzyw 45
4.6. Wpływ temperatury badań na właściwości mechaniczne tworzyw 50
4.7. Wpływ prędkości odkształcenia na właściwości wytrzymałościowe tworzyw 53
4.8. Wpływ warunków eksploatacyjnych i starzenia na właściwości laminatów 54

Rozdział 5. SUPERPOZYCJA TEMPERATUROWO-PRĘDKOŚCIOWA 59

5.1. Badania ogólne 59
5.2. Badania tworzyw epoksydowo-szklanych 60

Rozdział 6. CHARAKTER KRZYWEJ WYKRESU 62

6.1. Porównanie wyników teoretycznych z eksperymentalnymi 63

Str.

Część druga

BADANIA WŁASNE 65

Rozdział 7. BADANIA WYTRZYMAŁOŚCIOWE LAMINATÓW EPOKSYDOWYCH W NISKICH TEMPERATURACH 67

7.1. Wprowadzenie 67
7.2. Zależności teoretyczne 68
7.3. Materiały 71
7.4. Aparatura 73
7.5. Program badań 74
7.6. Analiza wyników badań 75
7.6.1. Analiza wytrzymałości na rozciąganie w funkcji temperatury 75
7.6.2. Analiza wytrzymałości na rozciąganie w funkcji prędkości odkształcenia 78
7.6.3. Analiza wyników badań modułu Younga 81
7.6.4. Analiza liczby Poissone'a 84
7.6.5. Analiza statystyczna 86
7.7. Głowica wytrzymałościowa 90

Rozdział 8. TEORETYCZNO-EKSPERYMENTALNA ANALIZA MOŻLIWOŚCI STOSOWANIA SUPERPOZYCJI TEMPERATUROWO-PRĘDKOŚCIOWEJ DO TWORZYW SZTUCZNYCH WZMACNIANYCH TKANINĄ SZKLANĄ Z UWZGLĘDNIENIEM NISKICH TEMPERATUR 91

8.1. Zależności teoretyczne 91
8.2. Program i wyniki badań 93
8.3. Zastosowanie praktyczne 98

Rozdział 9. WPŁYW WSTĘPNYCH OBCIĄŻEŃ NA WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE TWORZYW WZMACNIANYCH 100

9.1. Wprowadzenie 100
9.2. Materiały i aparatura 101
9.3. Program badań 101
9.4. Analiza wyników badań przy obciążeniu wstępnym 981 N 103
9.5. Analiza wyników badań przy obciążeniu wstępnym 2452 N 105
9.6. Analiza wyników badań przy obciążeniu wstępnym 3434 N 107
9.7. Analiza wyników badań przy obciążeniu wstępnym 5886 N 107
9.8. Ogólna analiza wytrzymałościowa 108
9.9. Analiza krzywej wykresu 109
9.10. Analiza niejednorodności struktury 112
9.11. Analiza mikroskopowa 112
9.11.1. Aparatura 112

Str.

9.11.2. Program badań 112
9.11.3. Przygotowanie próbek 113
9.11.4. Analiza strukturalna powiększeń 114
9.12. Analiza wpływu czasu na właściwości wstępnie obciążanych tworzyw 118

Rozdział 10. BADANIA WPŁYWU NIEJEDNORODNOŚCI STRUKTURY NA WŁAŚCIWOŚCI TWORZYW 120

10.1. Program badań i aparatura 121
10.2. Analiza wyników badań rentgenowskich 122
10.3. Badania przy zastosowaniu podświetlania 124
10.4. Badania porowatości na powierzchniach próbek 127
10.5. Badania wytrzymałościowe 128
10.6. Analiza wyników badań 129
10.7. Analiza wpływu defektów na wytrzymałość 131

Rozdział 11. BADANIA ZALEŻNOŚCI POMIĘDZY TWARDOŚCIĄ TWORZYW I WYTRZYMAŁOŚCIĄ 135

11.1. Program badań i aparatura 135
11.2. Badania i analiza wyników 136
11.3. Poszerzony zakres badań 141
11.3.1. Program badań 141
11.3.2. Analiza błędów 141
11.3.3. Analiza wyników badań 143
11.3.4. Efekt skali 146

Rozdział 12. WPŁYW TEMPERATURY NA FIZYKOMECHANICZNE WŁAŚCIWOŚCI ŻYWICY EPIDIAN 53 149

12.1. Opis badań 149
12.2. Analiza wyników 151

Rozdział 13. WNIOSKI 154

Rozdział 14. UWAGI KOŃCOWE 157

Rozdział 15. ANALIZA BŁĘDÓW 160

Rozdział 16. ZESTAWIENIE STOSOWANYCH SYMBOLI 161

LITERATURA 165

STRESZCZENIA 171

СОДЕРЖАНИЕ

Стр.

ВСТУПЛЕНИЕ 13

Часть первая

АНАЛИТИЧЕСКО-КРИТИЧЕСКОЕ ПРОИЗВЕДЕНИЕ ПРОБЛЕМЫ НА ОСНОВАНИИ ПУБЛИКАЦИЙ И НАУЧНЫХ РАБОТ, А ТАКЖЕ СОБСТВЕННЫХ НАУЧНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ 17

Глава 1. РАЗМЕР И ЦЕЛЬ ИСПЫТАТЕЛЬНОЙ РАБОТЫ 19

Глава 2. РЕОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТЕКЛОПЛАСТИКОВ 20

Глава 3. СОСТАВНЫЕ ЧАСТИ СТЕКЛОПЛАСТИКОВ 27

3.1. Соединяющие вещества 27
3.2. Арматура 28
3.3. Препарирование 31

Глава 4. УПРУГОСТЬНЫЕ СВОЙСТВА ВЕЩЕСТВ 34

4.1. Форма и размеры образцов 38
4.2. Неоднородность структуры 40
4.3. Давление формирования 43
4.4. Усадка в процессе крепления 44
4.5. Влияние температуры во течение крепления на свойства веществ. 45
4.6. Влияние температуры исследований на механические свойства веществ 50
4.7. Влияние скорости деформации на упругостные свойства веществ.. 53
4.8. Влияние эксплуатационных условий и старения на свойства стеклопластиков 54

Глава 5. ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННАЯ СУПЕРПОЗИЦИЯ 59

5.1. Общие исследования 59
5.2. Исследования эпоксидных стеклопластиков 60

Глава 6. ХАРАКТЕРИСТИКА КРИВОЙ ДИАГРАММЫ 62

6.1. Сравнение теоретических результатов с экспериментальными 63

Стр.

Часть вторая

АВТОРСКИЕ НАУЧНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ 65

Глава 7. УПРУГОСТНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТЕКЛОПЛАСТИКОВ В НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ 67

7.1. Введение 67
7.2. Теоретические зависимости 68
7.3. Материалы 71
7.4. Аппаратура 73
7.5. Программа исследований 74
7.6. Анализ результатов исследований 75
7.6.1. Анализ напряжений при растяжении в функции температуры 75
7.6.2. Анализ напряжений при растяжении в функции скорости деформации 78
7.6.3. Анализ результатов испытаний модула Юнга 81
7.6.4. Анализ числа Пуассона 84
7.6.5. Статистический анализ 86
7.6.6. Упругостная рукоятка 90

Глава 8. ТЕОРЕТИЧЕСКО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ СУПЕРПОЗИЦИИ ДЛЯ СТЕКЛОПЛАСТИКОВ С УЧЕТОМ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР 91

8.1. Теоретические зависимости 91
8.2. Программа и результаты исследований 93
8.3. Практическое применение 93

Глава 9. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫХ НАГРУЗОК НА УПРУГОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТЕКЛОПЛКСТИКОВ 100

9.1. Введение 100
9.2. Материалы и аппаратура 101
9.3. Программа исследований 101
9.4. Анализ результатов исследований при предварительной нагрузке 981 Н 103
9.5. Анализ результатов исследований при предварительной нагрузке 2452 Н 105
9.6. Анализ результатов исследований при предварительной нагрузке 3434 Н 107
9.7. Анализ результатов исследований при предварительной нагрузке 5886 Н 107
9.8. Общий упругостный анализ 108
9.9. Анализ кривой диаграммы 109
9.19. Анализ неоднородности структуры 112
9.11. Анализ по микроскопу 112

Стр.

9.11.1. Аппаратура 112
9.11.2. Программа исследований 112
9.11.3. Подготовление образцов 113
9.11.4. Структурный анализ увеличений 114

9.12. Анализ влияния времени на свойства предварительно нагружённых веществ 118

Глава 10. ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА ВЕЩЕСТВ 120

10.1. Программа исследований и аппаратура 121
10.2. Анализ результатов рентгеновских исследований 122
10.3. Исследования при применении освещения 124
10.4. Исследования пористости на поверхности образцов 127
10.5. Упругостные исследования 128
10.6. Анализ результатов исследований 129
10.7. Анализ влияния деффектов на упругость 131

Глава 11. ИССЛЕДОВАНИЯ ЗАВИСИМОСТИ МЕЖДУ ТВЕРДОСТЬЮ И УПРУГОСТЬЮ 135

11.1. Программа исследований и аппаратура 135
11.2. Исследования и анализ результатов 136
11.3. Расширенная программа исследований 141

11.3.1. Программа исследований 141
11.3.2. Анализ погрешности 141
11.3.3. Анализ результатов исследований 143
11.3.4. Эффект масштаба 146

Глава 12. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СМОЛЫ ЕПИДИАН 53 149

12.1. Описание исследований 149
12.2. Анализ результатов 151

Глава 13. ПРЕДЛОЖЕНИЯ 154

Глава 14. ЗАКЛЮЧИТЕЛЬНЫЕ ВЫВОДЫ 153

Глава 15. АНАЛИЗ ПОГРЕШНОСТИ 160

Глава 16. СОСТАВЛЕНИЕ ПРИМЕНЯЕМЫХ СИМБОЛОВ 161

ЛИТЕРАТУРА 165

РЕЗЮМЕ 171

CONTENTS

Page

INTRODUCTION 13

Part One

AN ANALYTICAL AND CRITICAL SURVEY OF THE PROBLEM OF THE SCIENTIFIC LITERATURE AS WELL AS THE AUTHOR'S RESEARCH AND HIS PUBLISHED WORKS 17

Chapter 1. RANGE AND AIM OF THE RESEARCH WORK

Chapter 2. RHEOLOGICAL MODELS OF REINFORCED PLASTICS 20

Chapter 3. COMPONENTS OF REINFORCED PLASTICS 27

3.1. Binding materials 27
3.2. Supporting materials 28
3.3. Preparation 31

Chapter 4. STRENGTH OF PLASTICS 34

4.1. Shapes and dimensions of specimens 38
4.2. Inhomogenity of structure 40
4.3. Formation pressure 43
4.4. Shrinkage in the curing process 44
4.5. The effect of the temperature of the curing process on plastics properties 45
4.6. The effect of the testing temperature on the mechanical properties of plastics 50
4.7. The effect of the rate of compression on the strength of plastics 53
4.8. The effect of the eksploitation conditions and of ageing on the properties of glass laminates 54

Chapter 5. TEMPERATURE AND SPEED SUPERPOSITION 59

5.1. General examinations 59
5.2. Examinations of epoxide - glass plastics 60

Chapter 6. CHARACTER OF THE DIAGRAM CURVE 62

Comparison of theoretical and experimental results 63

Page

Part Two

THE SELF-RESEARCH 65

Chapter 7. STRENGTH TESTS OF LAMINATES AT LOW TEMPERATURES 67

7.1. Introduction 67
7.2. Theoretical interrelations 68
7.3. Materials 71
7.4. Apparatus 73
7.5. Test programme 74
7.6. Analysis of test results 75
7.6.1. Analysis of tensile strength as a function of temperature 75
7.6.2. Analysis of tensile strength as a function of strain rate 78
7.6.3. Analysis of Young's Modulus test results 81
7.6.4. Analysis of the Poissone ratio test results 84
7.6.5. Statistical analysis 86
7.7. Strength testing machine head 90

Chapter 8. THEORETICAL AND EXPERIMENTAL ANALYSIS OF THE POSSIBILITY OF APPLICATION OF TEMPERATURE AND SPEED SUPERPOSITION TO PLASTICS REINFORCED BY GLASS FABRICS CONSIDERING LOW TEMPERATURES 91

8.1. Theoretical correlations 91
8.2. Programme and results of tests 93
8.3. Practical application 93

Chapter 9. THE EFFECT OF INITIAL LOADS ON STRENGTH OF REINFORCED PLASTICS 100

9.1. Introduction 100
9.2. Materials and apparatus 101
9.3. Test programme 101
9.4. Analysis of test results with an initial load of 981 N 103
9.5. Analysis of test results with an initial load of 2 452 N ... 105
9.6. Analysis of test results with an initial load of 3 434 N ... 107
9.7. Analysis of test results with an initial load of 5 886 N ... 107
9.8. General strength analysis 108
9.9. Analysis of the diagram curve 109
9.10. Analysis of the inhomogenity of the structure 112
9.11. Microscopic analysis 112
9.11.1. Apparatus 112
9.11.2. Examination programme 112

Page

9.11.3. Preparation of the specimens 113
9.11.4. Structural analysis of the micrographs 114
9.12. Analysis of the effect of time on the properties of initially loaded plastics 118

Chapter 10. EXAMINATIONS OF THE EFFECT OF STRUCTURAL INHOMOGENITY ON PROPERTIES OF PLASTICS 120

10.1. Examination programme and apparatus 121
10.2. Analysis of X-Ray examinations 122
10.3. Examinations using light from below 124
10.4. Examinations of porosity at the specimen surfaces 127
10.5. Strength tests 128
10.6. Analysis of test results 129
10.7. Analysis of the effect of defects on strength 131

Chapter 11. EXAMINATIONS OF THE DEPENDENCE BETWEEN THE HARDNESS AND STRENGTH OF PLASTICS 135

11.1. Test programme and apparatus 135
11.2. Analysis of test results 136
11.3. Extended range of tests 141
11.3.1. Test programme 141
11.3.2. Error analysis 141
11.3.3. Analysis of test results 143
11.3.4. Scale effect 146

Chapter 12. THE EFFECT OF TEMPERATURE ON PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE RESIN EPIDIAN 53 149

12.1. Description of the test 149
12.2. Analysis of the results 151

Chapter 13. CONCLUSIONS 154

Chapter 14. FINAL REMARKS 157

Chapter 15. ANALYSIS OF ERRORS 160

Chapter 16. LIST OF SYMBOLS USED 161

REFERENCES 165

SUMMARY 171

WSTĘP

Współczesny rozwój wielu dziedzin techniki uzależniony jest w niektórych gałęziach przemysłu od stosowania tworzyw polimerowych. Wpływa na to zarówno wyczerpywanie się tradycyjnych surowców, jak i dążenie do zwiększenia asortymentu surowców i ich przetworów oraz optymalizacja ich doboru na różnorodne użytkowe elementy. Każdy jednak materiał w zależności od jego przeznaczenia powinien odpowiadać właściwym wymogom pod względem wytrzymałości, trwałości, lekkości konstrukcji, czy też nawet walorów estetycznych. W celu określenia racjonalnego zastosowania nowych materiałów i wyznaczenia ich efektywnej jakości konieczne jest prowadzenie odpowiednich badań, pozwalających na określenie niezbędnych właściwości mechanicznych i fizycznych. Najbardziej optymalne właściwości przy wykonawstwie elementów na części maszyn przenoszących znaczne obciążenia wykazały tworzywa wzmacniane włóknami szklanymi, grafitowymi, węglika krzemu czy też boru. Stale rosnące zapotrzebowanie na tworzywa polimerowe jako materiały konstrukcyjne w wielu gałęziach przemysłu wiąże się konsekwentnie z koniecznością intensyfikacji badań zarówno o charakterze poznawczym, budową i właściwościami tworzyw polimerowych, jak i o charakterze użytkowym, polegającym na opracowywaniu zbioru koniecznych informacji niezbędnych przy konstruowaniu z tych tworzyw różnorakiego rodzaju elementów maszyn. Informacje te powinny zawierać nie tylko dane dotyczące właściwości wytrzymałościowych i odkształceniowych, ale również uwzględniać wpływ czasu i warunków eksploatacji.

Niniejsza praca poświęcona jest omówieniu wybranych zagadnień z dziedziny analizy właściwości mechanicznych, głównie konstrukcyjnych termoutwardzalnych tworzyw wzmacnianych. Omówiono wpływy preparacji na właściwości tworzyw wzmacnianych, kształtów i wymiarów próbek na właściwości wytrzymałościowe, wpływ niejednorodności struktury i ciśnienia formowania, wpływ temperatury zarówno w procesie formowania, jak i w procesie badań, wpływ temperatury na wielkość skurczu oraz współzależność czasu: starzenia i eksploatacji na wytrzymałość wzmacnianych tworzyw.

W badaniach uwzględniono wpływ niskich temperatur w zakresie od 233 K do 273 K oraz wpływ prędkości odkształcenia na właściwości wytrzymałościowe tworzyw. Przeprowadzone badania, obejmujące analizę możliwości stosowania superpozycji temperaturowo-prędkościowej, potwierdziły możliwość stosowania tej metody również w z a k r e s i e n i s k i c h t e m p e r a t u r. Podane zostały praktyczne wzory wynikające z tej metody dla potrzeb biur projektowych do stosunkowo łatwego wyznaczania właściwości wytrzymałościowych tworzywa, jak również opracowano wzór na obliczanie wytrzymałoś-

ci na rozciąganie przy znanych danych komponentów z zastosowaniem w s p ó ł c z y n n i k ó w ujętych we wzorze 21.

W zakresie badań anizotropowych podane zostały zależności służące do wyznaczania właściwości wytrzymałościowych pod dowolnym kątem w płaszczyźnie w odniesieniu do osi głównych oraz przeanalizowano i przedstawiono rezultaty badań w dziedzinie możliwości sterowania stopniem anizotropii. Przeprowadzono również dodatkowy program badań, mający na celu przedstawienie danych porównawczych wyników badań uzyskanych eksperymentalnie przy zrywaniu próbek pod różnymi kątami w stosunku do osi osnowy, z obliczonymi teoretycznie [1].

Dokonana została analiza wpływu różnych w s t ę p n y c h o b c i ą ż e ń zarówno co do ilości, jak i ich wielkości - na właściwości mechaniczne elementów wykonanych z tworzyw wzmacnianych.

Przedstawione zostały wyniki analizy mikroskopowej struktury wybranych typowych próbek, charakterystycznych dla różnych obciążeń. Przeprowadzono też badania rentgenograficzne, badania przy zastosowaniu podświetlania oraz badania wpływu porów wewnętrznych i powierzchniowych na właściwości wytrzymałościowe tworzyw.

Omówione zostały wyniki badań nad wpływem temperatury na fizykomechaniczne właściwości żywicy epoksydowej E-53, podając wykresy termomechaniczne dla tworzywa bez obróbki cieplnej i po zastosowaniu obróbki cieplnej. Badania te przeprowadzono na specjalnie przekonstruowanym konsystometrze Höpplera, przystosowanym do szerszego programu badań. Dodatkowo przeprowadzono program badań wpływu powtórnej obróbki cieplnej na właściwości wytrzymałościowe tworzyw wzmacnianych.

W celu ustalenia określonej zależności przeprowadzono również badania zmierzające do powiązania wyników badań pomiędzy t w a r d o ś c i ą l a m i n a t u a j e g o w y t r z y m a ł o ś c i ą.

Praca podzielona jest na dwie części. W pierwszej przedstawiono studium analityczno-krytyczne zagadnienia na podstawie publikacji i prac naukowych, które zostały powiązane z wynikami opublikowanych badań własnych, z uwzględnieniem teorii, natomiast druga część obejmuje badania własne, analizujące wpływ wybranych czynników, takich jak: kształty i wymiary próbek, niejednorodność struktury, temperatura, prędkość odkształcenia, twardość tworzywa i kondycjonowanie materiału na właściwości fizykomechaniczne kompozytów polimerowych.

Z niniejszą pracą wiążą się dwa patenty autorskie, obejmujące konstrukcję specjalnej głowicy wytrzymałościowej przystosowanej do seryjnych programów badań w komorze z termoregulacją, której zastosowanie ma istotny wpływ na skrócenie czasu badań ich jakości oraz efekty ekonomiczne (opis patentowy stały nr 75672) oraz sposób optymalizacji właściwości mechanicznych laminatów (opis patentowy stały nr 106038).

Na obecną postać pracy wpłynęły uwagi krytyczne poczynione przez Szanownych Recenzentów: Profesora Jerzego Bursę, Profesora Włodzimierza Dębskiego oraz Profesora Stanisława Mazurkiewicza, którym chciałbym w tym miejscu wyrazić bardzo serdeczne podziękowania.

Ponadto pragnąłbym nadzwyczaj serdecznie podziękować Dziekanowi Wydziału Mechanicznego Technologicznego Politechniki Śląskiej Profesorowi Józefowi Gawrońskiemu, a także Profesorowi Józefowi Wojnarowskiemu za bardzo cenne uwagi i umożliwienie opublikowania pracy w niniejszym zeszycie.

Część I

STUDIUM ANALITYCZNO-KRYTYCZNE
ZAGADNIENIA NA PODSTAWIE PUBLIKACJI I PRAC NAUKOWYCH
ORAZ BADAŃ I OPRACOWAŃ WŁASNYCH

Rozdział 1

ZAKRES I CEL PRACY BADAWCZEJ

1. Określenie dla badanego laminatu maksymalnych naprężeń rozciągających, modułu Younga i liczby Poissone'a w różnych kierunkach w płaszczyznie, w zakresie temperatur od 233 K do 293 K, przy prędkościach rozciągania od $120\ 000^{-1}$ m/s do $6\ 000^{-1}$ m/s.

2. Określenie przedziałów rozrzutu wyników od wartości średniej dla maksymalnych naprężeń rozciągających, modułu Younga i liczby Poissone'a przy różnych prędkościach odkształcenia i temperaturach.

3. Sprawdzenie możliwości stosowania superpozycji temperaturowo-prędkościowej dla badanych laminatów w niskich temperaturach i podanie w tym zakresie wzorów użytkowych dla praktycznych obliczeń oraz wprowadzenie "graficznej metody superpozycji temperaturowo-prędkościowej".

4. Ustalenie dla żywicy Epidian 53 krzywej jednostkowego odkształcenia w funkcji temperatury i sporządzenie krzywej termomechanicznej za pomocą przekonstruowanego konsystometru Höpplera oraz sprawdzenie wpływu wstępnej obróbki termicznej na charakter przebiegu tej krzywej.

5. Analiza wpływu wstępnych obciążeń - zarówno pod względem ilości, jak i ich wielkości - na zmianę struktury i właściwości mechanicznych laminatu.

6. Analiza wpływu porów wewnętrznych i otwartych na właściwości mechaniczne tworzyw wzmacnianych, z zastosowaniem wprowadzonej oryginalnej metody lokalizacji porów.

7. Analiza wpływu powtórnej obróbki termicznej, przy odmiennych parametrach, na właściwości wytrzymałościowe laminatu.

8. Próba określenia teoretycznej zależności pomiędzy twardością w skali Brinella a maksymalnymi naprężeniami rozciągającymi.

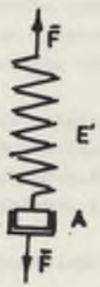
9. Porównanie wyników własnych z innymi w tej dziedzinie i dokonanie krytycznej analizy.

R o z d z i a ł 2

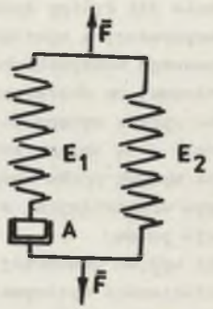
MODELE REOLOGICZNE TWORZYW WZMACNIANYCH

W celu opisania lepkosprężystych właściwości tworzyw wzmacnianych stosuje się odpowiednie modele reologiczne.

Modele reologiczne umożliwiają opisanie związków między naprężeniami, ich pochodnymi względem czasu oraz odkształceniami i prędkościami odkształcenia. Związki takie noszą nazwę reologicznych równań stanu materiału, a stałe charakteryzujące dany materiał nazywane są stałymi reologicznymi. Zachowanie się tworzyw wzmacnianych przy ich odkształcaniu zależy od właściwości odkształcalnych elementów, ich rozmieszczenia w próbce, charakteru superpozycji, a także od przebiegu zmian naprężenia i geometrii próbki. Wpływa to na stosowanie całego ciągu modeli reologicznych [2, 3].



Rys. 1. Model reologiczny Maxwella
Fig. 1. Maxwell rheological model



Rys. 2. Model reologiczny ciała liniowo standardowego
Fig. 2. Rheological model of a linear standard body

Elementarnym modelem wchodzącym w budowę modelu reologicznego ciała liniowo standardowego jest model Maxwella, przedstawiony na rysunku 1, składający się z szeregowo połączonego elementu sprężystego i tłumika. W modelu tym przy stałym naprężeniu następuje stopniowy wzrost odkształcenia, czyli pełzanie, natomiast przy stałym odkształceniu - relaksacja naprężeń. Model Maxwella jest wykorzystywany do wyznaczania czasu relaksacji i można go opisać zależnością:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{F}}{E'} + \frac{F}{A}, \tag{1}$$

gdzie:

$\dot{\varepsilon}$ - prędkość odkształcenia,
F - wielkość obciążenia,
$\dot{F}$ - prędkość zmiany obciążenia,
E' - wielkość charakteryzująca element sprężysty,
A - wielkość charakteryzująca lepkość tłumika.

Model ciała liniowo standardowego, pokazany na rysunku 2, związany ze strukturą tworzywa wzmacnianego, opisuje komponent spoiwa i można go opisać równaniem:

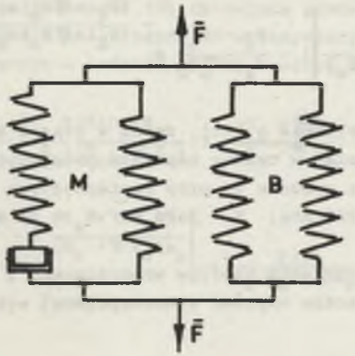
$$n_A H\dot{\varepsilon} + E\varepsilon = \sigma + n_A\dot{\sigma}, \tag{2}$$

gdzie:

$H = E_1 + E_2$ - moduł chwilowej sprężystości,
$n_A = \frac{\lambda}{E_1}$ - współczynnik czasu relaksacji tworzywa,
σ - wielkość naprężenia,
$\dot{\sigma}$ - prędkość zmiany naprężenia,
ε - wielkość odkształcenia.

Reologiczny model tworzywa o jednokierunkowym wzmocnieniu, a więc tworzyw wzmacnianych włóknami ciągłymi typu rowing, można przedstawić jak na rysunku 3 i opisać zgodnie z zależnością:

$$n_A(H_s + \Psi E_w)\dot{\varepsilon} + (E_s + \Psi E_w)\varepsilon = \frac{1}{S_s}(F + n_A\dot{F}), \tag{3}$$



Rys. 3. Reologiczny model tworzywa o jednokierunkowym wzmocnieniu
Fig. 3. Rheological model of plastics with unidirectional reinforcement

gdzie:

H_s - moduł chwilowej sprężystości spoiwa,

$\Psi = \frac{S_w}{S_s}$ - współczynnik wzmocnienia,

S_s - powierzchnia poprzecznego przekroju spoiwa,

S_w - powierzchnia poprzecznego przekroju wzmocnienia (nośnika),

E_w - moduł sprężystości nośnika,

E_s - moduł sprężystości spoiwa.

Przy stałym obciążeniu, a więc przy F = constans oraz przy założeniu warunku początkowego:

$$\varepsilon(0) = \frac{F}{H_s S_s + E_w S_w}$$

równanie 3, przystosowane do obliczania krzywych pełzania, można zapisać w następującej postaci wykładniczej:

$$\varepsilon(t) = \frac{F}{S_s(E_s + \Psi E_w)}\left[1 - \frac{H_s - E_s}{H_s + \Psi E_w} e^{-\frac{(E_s + \Psi E_w)t}{(H_s + \Psi E_w)n_A}}\right]. \quad (4)$$

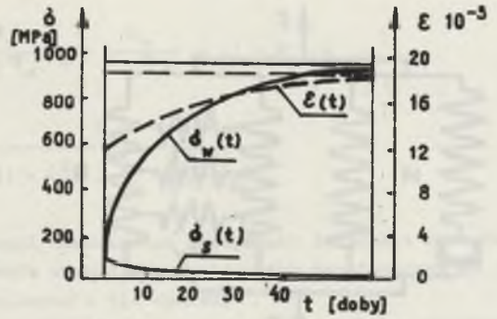
W dowolnym momencie procesu pełzania, naprężenia występujące w spoiwie (żywicy), $\sigma_s(t)$ i we wzmocnieniu (nośniku), $\sigma_w(t)$ można wyznaczyć z następujących wykładniczych zależności:

$$\sigma_s(t) = \frac{F}{S_s}\left\{1 - \frac{\Psi E_w}{E_s + \Psi E_w}\left[1 - \frac{H_s - E_s}{H_s + \Psi E_w} \times e^{-\frac{(E_s + \Psi E_w)t}{(H_s + \Psi E_w)n_A}}\right]\right\}, \quad (5)$$

$$\sigma_w(t) = \frac{FE_w}{S_s(E_s + \Psi E_w)}\left[1 - \frac{F_s - E_s}{H_s + \Psi E_w} e^{-\frac{(E_s + \Psi E_w)t}{(H_s + \Psi E_w)n_A}}\right]. \quad (6)$$

Charakter krzywych pełzania - $\varepsilon(t)$, zmian w czasie naprężeń panujących w spoiwie - $\sigma_s(t)$ oraz zmian w czasie naprężeń panujących w nośniku - $\sigma_w(t)$, przedstawione zostały na rysunku 4, przy następujących danych: E_s = 30 MPa, E_w = 53000 MPa, H_s = 5000 MPa, F = 3600 N, S_s = 21 mm^2, n_A = 7 dni i Ψ = 0,18.

Przy równomiernym obciążeniu tworzyw wzmacnianych i początkowym założeniu $\varepsilon(0) = 0$, równanie (3) można napisać w następującej wykładniczej formie:



Rys. 4. Krzywa pełzania oraz zmiennych w czasie naprężeń w spoiwie i nośniku
Fig. 4. Curves of creep and veriables at the time of stresses in binding and supporting materials

$$\varepsilon(t) = \frac{F(t)n_A}{S_s t(E_s + \Psi E_w)}\left(1 - \frac{H_s + \Psi E_w}{E_s + \Psi E_w}\right) \times$$

$$\times \left[1 - e^{-\frac{(E_s + \Psi E_w)t}{(H_s + \Psi E_w)n_A}}\right] + \frac{F(t)}{S_s(E_s + \Psi E_w)}, \quad (7)$$

gdzie:

t - okres trwania równomiernego obciążenia,

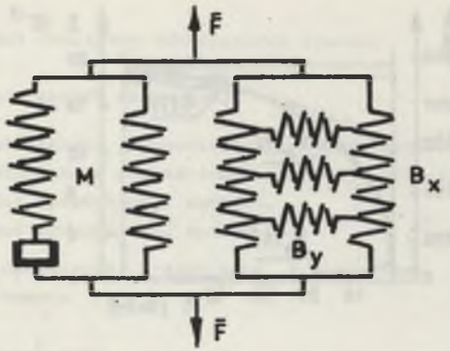
F(t) - wielkość obciążenia ustalona w czasie t,

$\frac{F(t)}{S_s t}$ - prędkość równomiernego obciążenia.

Biorąc pod uwagę zależność (7) opisującą proces pełzania, można wyznaczyć zarówno wielkości zmian naprężeń występujących w spoiwie $\sigma_s(t)$ oraz naprężeń występujących w nośniku $\sigma_w(t)$, według następujących zależności:

$$\sigma_s(t) = \frac{F(t)}{S_s} - \frac{F(t)n_A\Psi E_w}{S_s t(E_s + \Psi E_w)}\left(1 - \frac{H_s + \Psi E_w}{E_s + \Psi E_w}\right) \times$$

$$\times \left[1 - e^{-\frac{(E_s + \Psi E_w)t}{(H_s + \Psi E_w(n_A}}\right] + \frac{F(t)}{S_s(E_s + \Psi E_w)}, \quad (8)$$



Rys. 5. Reologiczny model tworzywa wzmacnianego w dwóch prostopadłych do siebie kierunkach

Fig. 5. Rheological model of plastic reinforced in two, mutually perpendicular directions

$$\sigma_w(t) = \frac{F(t)E_w n_A}{S_s t(E_s + \Psi E_w)}\left(1 - \frac{H_s + \Psi E_w}{E_s + \Psi E_w}\right) x$$

$$x \left[1 - e^{-\frac{(E_s + \Psi E_w)t}{(H_s + \Psi E_w)n_A}}\right] + \frac{F(t)}{S_s(E_s + \Psi E_w)}. \qquad (9)$$

Dla tworzyw wzmacnianych w dwóch prostopadłych do siebie kierunkach w płaszczyznie, a więc wzmacnianych tkaninami szklanymi, model reologiczny ulega dalszemu skomplikowaniu, gdyż obok włókien wzdłużnych (osnowy) należy uwzględnić włókna poprzeczne (wątka), co pokazano na rysunku 5 i opisano zależnością (10).

$$n_A \bar{H}_x \dot{\varepsilon} + \bar{E}_x \varepsilon = \frac{1}{S}(F + n_A \dot{F}), \qquad (10)$$

gdzie:

$$\bar{H}_x = B_x\left(\frac{\Psi_x}{1 + \Psi_x} E_w + \frac{H_s}{1 + \Psi_x}\right) + (1 - B_x) x$$

$$x \frac{H_s}{\frac{H_s}{E_w} + (1 - \mu_s^2) \cdot \left(1 - \sqrt{\frac{\Psi_y}{1 + \Psi_y}}\right)}, \qquad (11)$$

$$\bar{E}_x = B_x\left(\frac{\Psi_x}{1 + \Psi_x} E_w + \frac{E_s}{1 + \Psi_x}\right) + (1 - B_x) x$$

$$x \frac{E_s}{\frac{E_s}{E_w} + (1 - \mu_s^2) \cdot \left(1 - \sqrt{\frac{\Psi_y}{1 + \Psi_y}}\right)}. \qquad (12)$$

Ψ_x - współczynnik wzmocnienia w kierunku działania obciążenia F (oś x),
Ψ_y - współczynnik wzmocnienia w kierunku prostopadłym do osi x,
μ_s - liczba Poissone'a dla spoiwa,
B_x - wzmocnienie równoległe do kierunku działania obciążenia F,
H_s - moduł ohwilowej sprężystości spoiwa,
S - powierzchnia poprzecznego przekroju.

Podstawiając zależności (11) i (12) do wzoru (10), uzyska się rozwiniętą zależność w następującej postaci:

$$n_A\left[B_x\left(\frac{\Psi_x}{1 - \Psi_x} E_w + \frac{H_s}{1 + \Psi_x}\right) + (1 - B_x) x\right.$$

$$x \left.\frac{H_s}{\frac{H_s}{E_w} + (1 - \mu_s^2)(1 - \frac{\Psi_y}{1 + \Psi_y})}\right] \dot{\varepsilon} +$$

$$+ \left[B_x\left(\frac{\Psi_x}{1 + \Psi_x} E_w + \frac{E_s}{1 + \Psi_x}\right) + (1 - B_x) x\right.$$

$$x \left.\frac{E_s}{\frac{E_s}{E_w} + (1 - \mu_s^2)(1 - \frac{\Psi_y}{1 + \Psi_y})}\right] \varepsilon = \frac{F + n_A \dot{F}}{S}. \qquad (13)$$

Przy założeniu obciążenia F = constans, równanie (10), pozwalające na wyznaczanie krzywych pełzania, można zapisać w postaci wykładniczej:

$$\varepsilon(t) = \frac{F_x}{S\bar{E}_x}\left(1 - \frac{\bar{H}_x - \bar{E}_x}{\bar{H}_x} e^{-\frac{\bar{E}_x t}{\bar{H}_x n_A}}\right). \qquad (14)$$

Po podstawieniu do równania (14) zależności (11) i (12) wzór na wyznaczenie odkształcenia w funkcji czasu przyjmie dość rozbudowaną ostateczną postać:

$$\varepsilon(t) = \frac{F_x}{S\left[B_x\left(\frac{\Phi_x}{1+\Phi_x}E_w + \frac{E_s}{1+\Phi_x}\right) + (1-B_x)\frac{E_s}{\frac{E_s}{E_w} + (1-\mu_x^2)\cdot\left(1-\sqrt{\frac{\Phi_y}{1+\Phi_y}}\right)}\right]} \times$$

$$\times\left\{1 - \left[1 - \frac{B_x\left(\frac{\Phi_x}{1+\Phi_x}E_w + \frac{E_s}{1+\Phi_x}\right) + (1-B_x)\frac{E_s}{\frac{E_s}{E_w} + (1-\mu_s^2)\cdot\left(1-\sqrt{\frac{\Phi_y}{1+\Phi_y}}\right)}}{B_x\left(\frac{\Phi_x}{1-\Phi_x}E_w + \frac{H_s}{1-\Phi_x}\right) + (1-B_x)\frac{H_s}{\frac{H_s}{E_w} + (1-\mu_x^2)\cdot\left(1-\sqrt{\frac{\Phi_y}{1-\Phi_y}}\right)}}\right] \times\right.$$

$$\left. - \left[\frac{B_x\left(\frac{\Phi_x}{1-\Phi_x}E_w + \frac{E_s}{1+\Phi_x}\right) + (1-B_x)\frac{E_s}{\frac{E_s}{E_w} + (1-\mu_s^2)\cdot\left(1-\sqrt{\frac{\Phi_y}{1-\Phi_y}}\right)}}{B_x\left(\frac{\Phi_x}{1-\Phi_x}E_w + \frac{H_s}{1-\Phi_x}\right) + (1-B_x)\frac{H_s}{\frac{H_s}{E_w} + (1-\mu_s^2)\cdot\left(1-\sqrt{\frac{\Phi_y}{1-\Phi_y}}\right)}}\right]^{\frac{t}{n_A}}\right\}.$$

$$x\ e \qquad (15)$$

Zgodnie z zależnością (15) można wyznaczyć składowe tensora odkształcenia w funkcji czasu, co pozwala na zilustrowanie krzywych pełzania dla tworzyw wzmacnianych ortogonalnie.

Rozdział 3

KOMPONENTY TWORZYW WZMACNIANYCH

3.1. SPOIWA

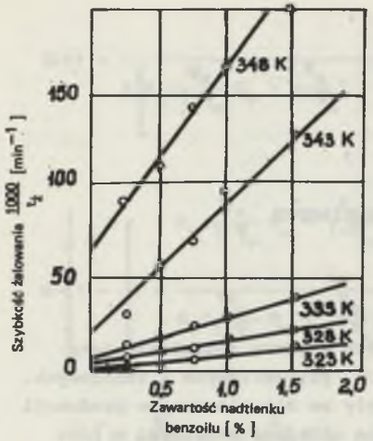
W konstrukcji elementów maszyn przenoszących większe obciążenia jako spoiw używa się powszechnie żywic epoksydowych, poliestrowych i fenolowych. Żywice fenolowo-formaldehydowe zastosowane były po raz pierwszy w produkcji już w 1909 roku, natomiast tworzywa wzmacniane włóknami szklanymi w roku 1935. Niektóre dane dotyczące właściwości wytrzymałościowych i technologicznych typowych żywic, zestawiono w tabeli 1 [2]. Dość istotny wpływ na właściwości mechaniczne żywic ma odpowiednie dostosowanie substancji utwardzającej.

Tabela 1

Właściwości wytrzymałościowe i technologiczne typowych żywic

Wartości	Żywice		
	epoksydowa	poliestrowa	fenolowa
Wytrzymałość na rozciąganie R_m (MPa)	28-91	42-70	42-63
Wytrzymałość na zginanie R_g (MPa)	91-147	60-130	77-98
Wytrzymałość na ściskanie R_c (MPa)	105-150	91-255	84-105
Moduł sprężystości wzdłużnej E (MPa)	2100-4200	2100-4600	2800-3500
Odkształcenie względne (%)	2-6	5	1,5-2,0
Liczba Poissone'a ν	0,4	0,35-0,42	0,35
Skurcz (%)	0,1-0,4	2-8	1,0-1,2
Ciśnienie prasowania (MPa)	niskie	niskie	14-70
Możliwości obróbki mechanicznej	dobra	dobra	dostateczna

Przeprowadzone w tej dziedzinie badania [4] przy zastosowaniu żywicy epoksydowej UP-637, przy użyciu czterech różnych utwardzaczy wykazały, że z utwardzaczem 3,3-DADFC żywica ta osiąga wytrzymałość na rozciąganie około 85 MPa, z utwardzaczem MFDA zaś około 110 MPa, a więc o 24% wyższą. Również przy stosowaniu żywic poliestrowych ich właściwości mechaniczne uzależnione są od rodzaju, jakości i ilości stosowanego utwardzacza, jak również temperatury utwardzania. Na rysunku 6 pokazano wpływ procentowej zawartości nadtlenku benzoilu na szybkość żelowaniaw różnych temperaturach [5].



Rys. 6. Zależność szybkości żelowania od procentowej zawartości nadtlenku benzoilu i temperatury

Fig. 6. Dependence of the gelation rate on the percentage of benzoyl peroxide and temperature

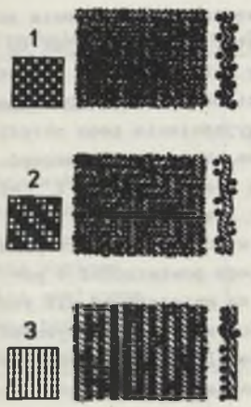
Wprawdzie wyższa temperatura i większa ilość utwardzacza dodana do żywicy poliestrowej wpływają na skrócenie czasu żelowania i utwardzania, ale wskutek zbyt szybkiego przebiegu reakcji egzotermicznej mogą powodować powstawanie naprężeń wewnętrznych i mikropęknięć, co w konsekwencji ujemnie wpływa na właściwości mechaniczne. Na przebieg prawidłowego procesu utwardzania ma również istotny wpływ objętość utwardzanego tworzywa. Stwierdza się, że przy grubościach formowanych elementów z tworzyw epoksydowych i poliestrowych powyżej 15 mm, w procesie utwardzania, na skutek wytwarzania się dużych ilości ciepła następuje wzmożone powstawanie pęcherzyków gazowych, proces sieciowania nie przebiega prawidłowo i powstaje tworzywo spienione w całej masie. Zjawisko to występuje tym intensywniej, gdy w tworzywie jest więcej substancji lotnych i gorsze są warunki odprowadzania ciepła.

W celu nadania spoiwom lepszych właściwości stosuje się ich modyfikację [6], co można osiągać np.: przez zmieszanie żywicy sztywnej, jaką jest Polimal 109, w ilości około 30% wagowo, charakteryzującej się małym wydłużeniem i stosunkowo dużą twardością wynoszącą około 180 MPa i skurczem 8,8% z elastyczną żywicą Polimal 151 o dużym wydłużeniu, wynoszącym około 20%, twardości w skali Shore'a 47 i skurczem około 5,1%.

Dla zapewnienia właściwej współpracy w tworzywach wzmacnianych, żywica powinna mieć co najmniej równe, a nawet wyższe wydłużenia od materiału wzmocnienia, które wynoszą około 2,5% [7]. Zgodnie z danymi zawartymi w tabeli 1 odkształcenie względne żywic epoksydowych wynosi od 2% do 6%, natomiast żywic poliestrowych około 5%.

3.2. NOŚNIKI

Materiały używane na nośniki tworzyw wzmacnianych powinny odznaczać się takimi właściwościami, jak: wysoka wytrzymałość, odporność na podwyższone temperatury, stosunkowo niska masa właściwa i dobre właściwości adhezji do spoiwa. Tworzywa wzmacniane w różnych krajach występują pod takimi nazwami, jak: reinforced plastics w Anglii, Verkstärkte Kunststoffe w RFN, les plastiques renforces we Francji, Vystužene plasty w Czechosłowacji, wreszcie armirowannyje płastmassy czy też stiekłopłastyki w ZSRR, co ma uzasadnienie



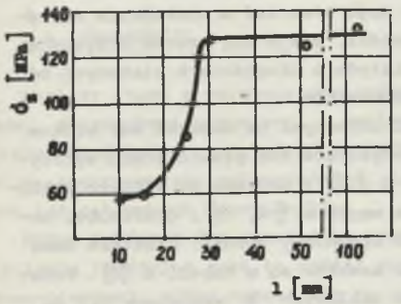
Rys. 7. Typowe rodzaje tkanin szklanych

1 - o splocie płóciennym, 2 - o splocie skośnym, 3 - o splocie satynowym

Fig. 7. Typical kinds of glass fabrics

choćby dlatego, że w 1956 r. w grupie tworzyw wzmacnianych, aż 95% stanowiły tworzywa wzmacniane włóknami szklanymi. Na wzmocnienia laminatów stosuje się najczęściej różnego rodzaju tkaniny o splocie płóciennym, skośnym lub satynowym, co zostało zilustrowane na rysunku 7. W tkaninie o splocie płóciennym osnowa i wątek są przeplatane na przemian. Tkanina ta jest sztywna i z trudnością daje się odkształcać w płaszczyźnie. Tkaniny o splocie skośnym albo rządkowym odznaczają się łatwością przylegania do kulistych powierzchni. Tkaniny o splocie satynowym charakteryzują się dużym stopniem odkształcalności w płaszczyźnie, dzięki czemu łatwo dają się formować na zróżnicowanych geometrycznie powierzchniach. Oprócz tych trzech rodzajów tkanin stosuje się jeszcze tkaniny o jednakowej wytrzymałości zarówno wzdłuż wątka jak i osnowy oraz tkaniny jednokierunkowe i przestrzenne.

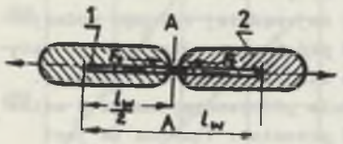
Na wzmocnienia stosuje się również powszechnie maty o nieukierunkowanym, chaotycznym ułożeniu włókien, o różnych grubościach i masach od 0,1 kg/m^2 do 0,25 kg/m^2. Przystosowane są one również do układania na powierzchniach o dość złożonych kształtach. Optymalna długość włókien w matach powinna wynosić około 30 mm. Niewłaściwe wydaje się być określenie Tarnopolskiego [2] optymalnej długości włókien od 20 mm do 40 mm, gdyż przy długości włókien 20 mm wytrzymałość laminatu, jak to można stwierdzić na rys. 8, jest około 73% niższa niż przy długości włókien 30 mm.



Rys. 8. Wpływ długości elementarnych włókien na wytrzymałość kompozytu

Fig. 8. The effect of the length of elementary fibres on the composite strength

Stosunkowo rzadziej stosuje się wzmocnienia materiałów w postaci błon [8], stalowych siatek [9] lub mikrokulek [10, 11]. Na elementy konstrukcyjne, od których wymagana jest duża wytrzymałość na rozciąganie w określonym kierunku, stosuje się wzmocnienie w postaci włókien ciągłych zwanych rowingiem. Tego rodzaju laminat był stosowany przez autora między innymi na dźwigary wirnika nośnego do prototypowego śmigłowca "Łat-



Rys. 9. Uproszczony schemat działania sił na elementarne włókno

1 - elementarne włókno, 2 - wpoiwo

Fig. 9. Simplified diagram of forces acting against elementary fibres

ka" w roku 1962. Często na wzmocnienia stosuje się włókna cięte, przy czym, jak to już zaznaczono przy matach, zaleca się stosowanie ich długości około 30 mm. Dostępne źródła nie podają wyjaśnienia tego określenia długości włókien. Można to tłumaczyć tym, że w przypadku kiedy długość l_w elementarnego włókna 1 (patrz rys. 9) jest mniejsza od 30 mm, wtedy siły przyczepności F_t działające na jego powierzchni i powierzchni spoiwa 2 są mniejsze od sił rozciągających F, które są w stanie wywołać naprężenia zrywające elementarne włókno w przekroju A-A i nastąpi wyciągnięcie włókna z obejmującego go spoiwa 2. Natomiast gdy długość włókna l_w jest większa od 30 mm, wtedy siły wiązania F_t pomiędzy powierzchnią włókna i żywicy są większe od sił rozciągających F, które przy pewnej ich wartości powodują zerwanie włókna w przekroju A-A [3]. Należy zauważyć, że pokazany na rysunku 9 model stanowi pewne uproszczenie, gdyż w praktyce włókna nie są najczęściej proste, a tym samym siła F nie działa wzdłuż ich osi. Poza tym należy z pewną rezerwą odnosić się do rysunku 3 i ustalonej na nim optymalnej, elementarnej długości włókien, która może być różna, gdyż będzie uzależniona od wielkości siły przyczepności F_t, a więc od rodzaju żywicy i wzmocnienia oraz od rodzaju apretury. Biorąc jednak pod uwagę, że dłuższe odcinki włókien mogą stwarzać w niektórych rodzajach formowania pewne technologiczne trudności, staje się rzeczą oczywistą, że nie wskazane jest stosowanie włókien ciętych o długościach większych od długości optymalnej dla danego zestawu komponentów.

Najpowszechniej stosowanymi materiałami używanymi na nośniki są: włókna szklane, bawełniane, włókna boru (charakteryzujące się prawie stałą wytrzymałością przy zmianach temperatury do 873 K [12] i podobną do włókien szklanych charakterystyką wykresu [13]), włókna węglowe [14, 15], grafitowe, berylowe, węglika krzemu, azbestu, względnie drewniany fornir. Niektóre dane charakterystyczne dla tego typu materiałów zawarte są w tabeli 2. [8]. Podawany w pracy [16] moduł Younga dla włókien szklanych E wynoszący 0,7 do 0,8 GPa, należy uznać za zdecydowanie błędny, gdyż jest stokrotnie mniejszy od właściwej wielkości, która została podana w tabeli 2, a mianowicie od 70 GPa do 75 GPa.

Biorąc pod uwagę dane zawarte w tabeli 2, stosunkowo najkorzystniejsze parametry posiadają włókna grafitowe.

Jednak jako wzmocnienia najczęściej stosuje się włókna ze szkła małoalkalicznego typu E o średnicy elementarnych włókien 9 μm do 13 μm i o następującym składzie [16]: SiO_2 - 55,2%, CaO - 17,5%, Al_2O_3 - 14,6%, B_2O_3 - 7,3%, MgO - 4,3%, Na_2O - 0,3%, F_2 - 0,3%, Fe_2O_3 - 0,3%, K_2O - 0,2%.

Tabela 2

Zestawienie technicznych danych włókien używanych na wzmocnienia tworzyw

Rodzaj wzmocnienia	Masa właściwa 10^3 (kg/m^3)	Wytrzymałość na rozciąganie 10^2 (MPa)	Moduł Younga 10^4 (MPa)	Wytrzymałość właściwa 10^4 (m)
Włókno szklane E	2,55	14-17,5	7-7,5	5,49-6,83
Włókno szklane S	2,49	26	8,6	10,44
Włókna boru	2,60	24,6-35	38,6-42	9,46
Włókna węglowe	1,44-1,53	14-28	17,5-35	9,72-18,3
Włókna grafitowe	1,5-1,6	28	35	17,5-18,6
Włókna berylu		10,5	31,5	
Włókna węglika krzemu	3,1-3,5	21-32	38-47	6,77-9,14

Włókna szklane typu S charakteryzują się około 10% większą zawartością SiO_2 i Al_2O_3. Wytrzymałość włókien szklanych zależy od średnicy elementarnego włókna, przy czym im mniejsza średnica, tym większa wytrzymałość. Powszechnie stosowane włókna do wyrobu tkanin o średnicy 11 μm i wytrzymałości na rozciąganie 950 MPa mają około dwukrotnie mniejszą wytrzymałość niż włókna o dwukrotnie mniejszej średnicy. W celu podwyższenia właściwości wytrzymałościowych laminatu stosowano pokrywanie włókien ciągłych krótkimi ciętymi włókienkami, w miarę prostopadle do włókien ciągłych, dzięki czemu uzyskiwano nawet sześciokrotny wzrost wytrzymałości na ścinanie [8].

3.3. PREPARACJE

Analizy stanu w warstwie granicznej między elementarnymi włóknami szklanymi, składnikami preparacji i spoiwem można dokonywać przy zastosowaniu wielu metod badawczych, wśród których na uwagę zasługują badania rentgenowskie, spektrometria polaryzacyjna, zastosowanie technik podczerwieni czy też radioaktywnych pierwiastków.

Można wyróżnić dwa zasadnicze typy preparacji. Pierwsza z nich zwana szlichtą tekstylną jest to rodzaj preparacji skrobiowo-olejowej lub parafinowo-olejowej, którą nanosi się na powierzchnię włókien w celu ułatwienia procesów technologicznych tkania. Ponieważ preparacja włóknicza stanowi izolację przeciwdziałającą powstawaniu dobrej adhezji powierzchni elementarnych włókien ze spoiwem, dlatego tak niekorzystną preparację przed procesami technologicznymi produkcji elementów z tworzyw wzmacnianych zaleca się usunąć, aby można było nanieść preparację chemicznie czynną. Szlichtę tekstylną można usuwać bądź za pomocą rozpuszczalników organicznych, przy czym zwykle pozostaje jeszcze około 20% preparacji, bądź też przez wyprażanie w temperaturze 523 K do 583 K i wtedy pozostaje 0,2% do 0,5% preparacji, natomiast przy wyższej temperaturze około 613 K pozostaje tylko 0,1%.

Zadaniem chemicznie czynnej preparacji jest wywołanie "chemicznego powinowactwa" na granicy faz powierzchni włókien szklanych i żywicy i polepszenie sklejalności elementarnych włókien, zapewnienie warstewki ochronnej przed mechanicznymi uszkodzeniami, umożliwienie lepszej zwilżalności włókien żywicą i nadanie im cech hydrofobowych, co uodparnia włókna na penetrację wody oraz zmniejsza naprężenia na styku włókno-spoiwo, przez co stwarza w warstwie przejściowej lepszą adhezję, a więc w końcowym efekcie wpływa na polepszenie właściwości fizykomechanicznych laminatu.

Istnieje kilka teorii usiłujących wyjaśnić tworzenie się strefy wiążącej na granicy powierzchni włókna wzmocnienia i spoiwa.

T e o r i a z w i l ż a n i a, warunkująca przyczepność na granicy stref włókno-spoiwo od napięcia powierzchniowego, kąta zwilżania oraz pracy adhezji i kohezji [18]. Pod pojęciem kąta zwilżania Θ należy rozumieć kąt zawarty między płaszczyzną, na której znajduje się kropla naniesionej substancji a styczną do powierzchni czaszy tejże kropli. Kąt zwilżania można wyznaczyć bądź metodą zawieszonego włókna, bądź metodą cienia, przy użyciu lasera, przy czym płytka, na której umieszcza się włókno, powinna być o tym samym składzie chemicznym, jakie zawiera włókno, na które nanosi się badaną żywicę. Właściwe przesycenie tkaniny szklanej żywicą uzyskuje się przy kącie zwilżenia $\Theta = 20^{\circ}$. Im mniejszy kąt zwilżenia, tym szybciej osiąga się pełniejsze pokrycie powierzchni włókna, tym większa wartość napięcia powierzchniowego, co z kolei wpływa na powiększenie adhezji.

T e o r i a a d s o r b c y j n a, uzależniająca wielkość sił przyczepności między wzmocnieniem a spoiwem od działających między tymi komponentami sił Van der Waalsa, których jednak zasięg jest stosunkowo mały [19].

T e o r i a e l e k t r o s t a t y c z n a, w której komponenty tworzywa są traktowane jako układ kondensatorów i wielkość sił przyczepności między nimi uzależnia się od wielkości ładunku elektrycznego znajdującego się na powierzchniach tych komponentów [20].

Zagadnieniom analizy optymalnej preparacji i wpływu preparacji na zwilżalność poświęcono wiele miejsca w pracy [16], w której do poliestrowo-szklanych kompozycji stosowano kilka rodzajów aktywnie chemicznie czynnych substancji. Chemicznie aktywne składniki preparacji, takie jak: związki krzemoorganiczne - silany [7], związki chromowe - chlorometakrylan chromu, Volan [21], czy też związki fosforoorganiczne [22] tworzą pomiędzy nieorganiczną hydrofilną powierzchnią włókna szklanego i organicznym tworzywem polimerowym warstwę przejściową, jakby rodzaj elastycznego przejścia-pomostu, który ułatwia lepsze powiązanie komponentów laminatu. Wyniki badań [23] pozwoliły na ustalenie, że optymalna ilość silanu w suchej postaci, w zależności od sposobu i dokładności nanoszenia, wynosi od 0,5% do 0,6% masy szklanego nośnika, co odpowiada zawartości dziesięciu, do stu warstw monomolekularnych związku silanowego na powierzchni wzmocnienia. Na podsdawie uzyskanych wyników przeprowadzonych badań Bradley i Sterman [24] stwierdzają, że ze względu na wytrzymałość laminatu, powinno istnieć optymalne dziewięć mo-

nowarstw aktywnej chemicznie substancji preparacyjnej. Autorzy ci badając próbki na mikroskopie scaningowym, określili maksymalne pokrycie preparacją powierzchni włókna na 50% [25]. Wyniki innych badań [16] pozwoliły na określenie wielkości powierzchni pokrycia włókien preparacją na 10% do 25%. O ile Bradley i Sterman uważają, że najbardziej optymalną ilością preparacji na powierzchni szkła jest dziewięć monowarstw aktywnego chemicznie składnika, to Wöhrmann [26] jest zdania, że najbardziej korzystna jest ilość trzech warstw monocząsteczkowych, co odpowiada około 0,07% masy wzmocnienia. Stwierdzenie to jest zbieżne z wynikami radioizotopowych badań Schradera [18], który uważa że w pięciu do dziesięciu monowarstwach aktywnego chemicznie związku naniesionego na powierzchnię, tylko dwie monowarstwy przypowierzchniowe decydują o adhezji między wzmocnieniem a spoiwem. Ocenia się, że grubość powstałej w wyniku adsorbcji warstwy związków krzemoorganicznych pomiędzy powierzchnią elementarnych włókien nieorganicznego nośnika i organicznego spoiwa wynosi od 1 μm do 2 μm. Grubsze warstwy mogą być stosunkowo łatwo wypłukiwane przez rozpuszczalniki, podczas gdy cieńsze warstwy można jedynie usunąć przez gotowanie we wrzącej wodzie, bowiem związki silanu i chromu będące składnikami preparacji wykazują duże powinowactwo do powierzchni elementarnych włókien szklanych wzmocnienia. W wyniku badań Throckmortona i Browna [27] stwierdzono, że właściwie dobrana preparacja wpływa na lepsze zwilżenie powierzchni włókna, co powoduje zmniejszenie pęcherzyków powietrza na granicy faz szkło-spoiwo i w konsekwencji na lepsze własności mechaniczne tworzywa. Wyatt i Ashbee [28] wykazali, że zastosowanie właściwej preparacji zabezpiecza warstwę międzyfazową przed pękaniem. Na powierzchni szkła, dzięki reaktywnemu działaniu jonów krzemu i tlenu, tworzy się warstewka wody, z którą związki silanowe zawarte w preparacji tworzą adhezyjne silanole. Uważa się, że taka minimalna ilość wody [29, 30, 31], od jednej do dwu warstw monomolekularnych na powierzchni włókna, wpływa korzystnie na uelastycznienie i plastyfikację warstwy międzyfazowej, a tym samym i na obniżenie naprężeń na granicy faz.

R o z d z i a ł 4

WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE TWORZYW

Wśród wielu naukowców zajmujących się właściwościami mechanicznymi tworzyw wzmacnianych między innymi Bock [32] stwierdzał, że wytrzymałość laminatu jest wielkością addytywną wytrzymałości jego komponentów - żywicy i włókien wzmocnienia. Dietz [33] do wyznaczenia wytrzymałości laminatu na rozciąganie ustalił zależność:

$$\sigma = \frac{\sigma_w (S_w + S_s \frac{E_s}{E_w})}{S} \text{ MPa}, \qquad (16)$$

gdzie:

σ_w - naprężenia przenoszone przez włókna (MPa),
S_w - powierzchnia włókna w poprzecznym przekroju próbki laminatowej (m^2),
S_s - powierzchnia żywicy w poprzecznym przekroju próbki (m^2),
S - całkowita powierzchnia poprzecznego przekroju próbki (m^2),
E_s - moduł sprężystości wzdłużnej żywicy (MPa),
E_w - moduł sprężystości wzdłużnej materiału wzmocnienia (MPa).

Jeśli się przyjmie, że $S_w = S_s = 1/2\ S$, wtedy wzór (1) przyjmie uproszczoną formę:

$$\sigma = \frac{\sigma_w}{2}(1 + \frac{E_s}{E_w}) \text{ MPa}. \qquad (17)$$

Również w nowszych pracach [8] na obliczenie wytrzymałości laminatu rozciąganego wzdłuż osi osnowy podawane są podobne zależności:

$$\sigma_1 = (1 - \Psi)\sigma_{s1} + \Psi\sigma_{w1} \text{ MPa}, \qquad (18)$$

gdzie:

Ψ - współczynnik wzmocnienia,
σ_{s1} - wielkość naprężeń w żywicy (MPa),
σ_{w1} - wielkość naprężeń w nośniku wzdłuż osi 1 (MPa).

Skudra i Płume w późniejszej pracy [34], powołując się na opracowanie Tsai [35], podają zmienioną wersję wzoru na obliczanie maksymalnych naprężeń rozciągających wzdłuż osi 1:

$$\sigma_1 = m\varepsilon_w \left[(1 - \Psi)E_s + \Psi E_w\right] \text{ MPa}. \qquad (19)$$

Oraz zależność na naprężenia wzdłuż osi 2:

$$\sigma_2 = (1 - m)\varepsilon_w \left[(1 - \Psi)E_s + \Psi E_w^*\right] \text{ MPa}, \qquad (20)$$

gdzie:

$$m = \frac{F_1}{F_1 + F_p},$$

F_1 - obciążenie równoległe do osnowy (MN),
F_p - obciążenie prostopadłe do osnowy (MN),
ε_w - wartość końcowa odkształcenia nośnika.

O ile wzór (18) zakłada, że wytrzymałość laminatu jest sumą wytrzymałości wzmocnienia i spoiwa, podobnie jak to określa Bock, to Dietz w pośredni sposób uzależnia wytrzymałość od spoiwa poprzez moduł Younga. Jeśli bowiem przyjąć, że wytrzymałość na rozciąganie włókien szklanych typu E o średnicy elementarnych włókien 11 μm wynosi 1250 MPa, żywicy epoksydowej zaś 90 MPa, to jest to jednak wartość stanowiąca 7,2% w stosunku do wzmocnienia. Podobna proporcja dla tych materiałów w wartościach modułu Younga, który dla włókien szklanych wynosi 70000 MPa, dla żywicy zaś 4000 MPa kształtuje się jako 5,7%. Wzory (19) i (20) oprócz uśrednienia wartości sił poprzez wprowadzenie współczynnika m stosują jednakową wartość odkształcenia zarówno dla nośnika, jak i dla spoiwa, które to wartości nie zawsze są identyczne. Jeśli przyjąć, że ε dla włókien szklanych wynosi 5%, natomiast dla żywicy epoksydowej waha się w granicach od 2% do 6%, to tylko w wyjątkowym przypadku te wartości będą równe, a w większości przypadków będą się różniły. Ogólnie należy stwierdzić, że wszystkie te wzory są w pewnym stopniu niedokładne, gdyż nie uwzględniają one takich czynników mających znaczny wpływ na wytrzymałość laminatu, jak:

1 - kształt próbki,
2 - wymiary próbki,
3 - zawartość pęcherzy w tworzywie i niejednorodność struktury,
4 - ciśnienie formowania,
5 - nierównomierność skurczu w procesie utwardzania,
6 - wielkość temperatury utwardzania,
7 - stan wzmocnienia, uszkodzenia włókien,
8 - różnice w adhezji spoiwa do powierzchni włókien,
9 - prędkość odkształcenia,
10 - wpływ eksploatacji i starzenia.

Autor uważa, że w celu zwiększenia dokładności obliczanych właściwości wytrzymałościowych należy wprowadzić o d p o w i e d n i e w s p ó ł-

c z y n n i k i k o r e k c y j n e uwzględniające istotny wpływ wymienionych czynników. Pozwoliłoby to na uściślenie uzyskiwanych wyników obliczeń oraz wyeliminowałoby dość znaczne różnice ich wartości. Obliczania maksymalnych naprężeń rozciągających dla tworzywa wzmacnianego proponuje się dokonywać przy zastosowaniu następującej zależności:

$$\sigma_{rl} = w_k w_w w_p w_e [w_d w_a \psi \sigma_w + w_c w_s w_t w_v (1 - \psi) \sigma_s] \quad \text{MPa}, \tag{21}$$

gdzie:

w_k - współczynnik kształtu (0,8-1,2),
w_w - współczynnik wymiarowy (0,85-1,15),
w_p - współczynnik niejednorodności struktury (0,6-1,1),
w_e - współczynnik eksploatacyjny (0,7-1,15),
w_d - współczynnik defektów wzmocnienia (0,7-1),
w_a - współczynnik adhezyjny (0,8-1,15),
w_c - współczynnik ciśnieniowy (0,9-1,1),
w_s - współczynnik skurczu (0,8-1),
w_t - współczynnik temperaturowy (1-1,2),
w_v - współczynnik prędkościowy (0,95-1,1).

Wychodząc konsekwentnie ze wzoru (21), dla tworzywa bez wzmocnienia, gdy $\psi = 0$, wartość naprężeń rozciągających σ_{rs} równałaby się wartości naprężeń σ_s skorygowana o odpowiednie współczynniki:

$$\sigma_{rs} = w_k w_w w_p w_e w_c w_s w_t w_v \sigma_s \quad \text{MPa}. \tag{22}$$

Wzory (21) i (22) mogą ulegać uproszczeniu i uwzględniać jedynie współczynniki zbliżone do wielkości ekstremalnych, przyjmując pozostałe wartości współczynników równych jedności. Podobne współczynnikowe korekcyjne wzory można zastosować do obliczeń innych wielkości, jak moduł Younga, liczba Poissone'a i wielkości odkształcenia.

Wielkości współczynników korekcyjnych do wzorów (21) i (22) zostały ustalone na podstawie danych z własnych badań i praktyki produkcyjnej autora, a także danych literaturowych.

W celu weryfikacji wzoru (18) przeprowadzono specjalny program badań. Zgodnie z danymi branżowej normy BN-76/6859-03 próbka wykonana z tkaniny St 25/I o wymiarach 100 mm długości i 50 mm szerokości wzdłuż wątka, ulega zniszczeniu przy obciążeniu 330 daN. Wyznaczona powierzchnia poprzecznego przekroju pasemek osnowy na szerokości 50 mm wynosi:

$$S = \frac{76}{2} \; 400 \; 4 \; \frac{\pi 0{,}009^2}{4} = 3{,}866 \text{ mm}^2.$$

Maksymalne naprężenia rozciągające próbki wzmocnienia wynoszą:

$$\sigma_w = \frac{3300}{3{,}866} = 853{,}60 \text{ MPa}.$$

Określona na podstawie sześciu przebadanych próbek wykonanych z żywicy Epidian 53 średnia wytrzymałość spoiwa $\sigma_s = 58{,}56$ MPa.

Wyznaczona średnia wytrzymałość z sześciu próbek wykonanych z żywicy E-53, wzmacnianych tkaniną szklaną St 25/I, $\sigma_{rl} = 307{,}10$ MPa, przy określonym metodą wyprażania współczynniku wzmocnienia $\psi = 61{,}3\%$.

Po podstawieniu otrzymanych danych do wzoru (18), proponowanego przez Skudrę, Buławsa i Rociensa, wytrzymałość

$$\sigma_1 = (1 - 0{,}613)58{,}56 + 0{,}613 \; 853{,}60 = 545{,}92 \text{ MPa}.$$

Wynik ten jest aż o 77,8% wyższy od wyniku uzyskanego metodą eksperymentalną dla tworzywa wykonanego z tych samych komponentów, przy zachowaniu tych samych parametrów utwardzania.

Po podstawieniu tych samych danych do wzoru (21) - autora, przyjmując wynikające z realiów technologicznych współczynniki, zbliżone w zasadzie do wielkości średnich, obliczono naprężenia:

$$\sigma_{wl} = 0{,}92 \; 1{,}0 \; 0{,}95 \; 1{,}0 \; 0{,}8 \; 0{,}8 \; 0{,}613 \; . \; 853{,}6 +$$

$$+ \; 1{,}05 \; 0{,}85 \; 1{,}1 \; 1{,}0 \; (1 - 0{,}613) \; 58{,}56 = 312{,}13 \text{ MPa}.$$

Jest to więc wynik, który jest o zaledwie 1,6% wyższy od wyniku uzyskanego eksperymentalnie.

Porównując o 77,8% wyższe naprężenia uzyskane ze wzoru Skudry, można w sposób oczywisty stwierdzić, że obliczona według niego wytrzymałość jest obarczona niedopuszczalnym błędem, a tym samym świadczy o wątpliwej jego wiarygodności i przydatności.

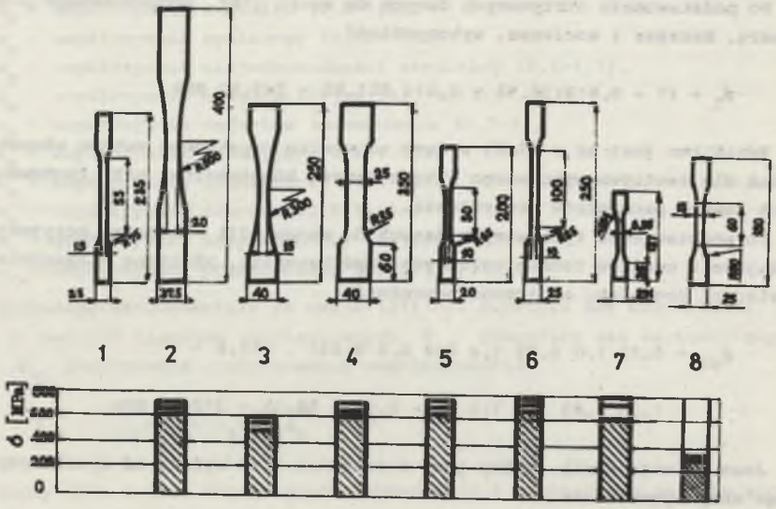
W literaturze krajowej procesy wytężenia i niszczenia mechanicznego oraz właściwości mechaniczne polimerowych kompozytów włóknistych opisano między innymi w [36 i 37].

Podane jednak tu stwierdzenie, że względy technologiczne mogą powodować nawet dziesięciokrotne obniżenie właściwości mechanicznych laminatu, należy uznać za niewłaściwe i mocno wyolbrzymione, gdyż na podstawie danych z podanego konkretnego przykładu sama tylko żywica E-53 przenosi naprężenia wynoszące 19% kompozytu. Nawet gdyby nie uwzględnić w ogóle podstawowej roli, jaką w laminacie spełnia wzmocnienie, następuje tu w takim ekstremalnym przypadku tylko pięciokrotne obniżenie wytrzymałości tworzywa.

4.1. KSZTAŁTY I WYMIARY PRÓBEK

Kształt próbki powinien zapewniać podstawowy warunek, aby zniszczenie próbki nastąpiło w przestrzeni pomiarowej. O wyborze próbki decydują rodzaj materiału, jego wytrzymałość, rozrzut wyników i technologiczne warunki wykonania.

Na rysunku 10 pokazano różne kształty i wymiary próbek z tworzyw wzmacnianych oraz zakresy ich wytrzymałości na rozciąganie z zaznaczeniem wartości średnich oraz pól rozrzutu [2, 38, 39]. Wpływ wymiarów na wytrzymałość



Rys. 10. Rodzaje kształtek z tworzyw wzmacnianych
1 - GOST 4649-55, 2 i 3 - Eriksona i Norrisa, odmiana długa i krótka, 4 i 5 - DIN 53455/1, odmiana szeroka i wąska, 6 - DIN 53455/2, odmiana wąska i długa, 7 - Dica i Mak-Gari, 8 - Romanowskiego

Fig. 10. Kinds of cast profiles of reiforced plastics

jest szczególnie widoczny przy tworzywach wzmacnianych i określa się efektem skali. Kształtki oznaczone numerami 2 i 3 charakteryzują się tym, że naprężenia w ich części pomiarowej są zmienne w każdym przekroju, ze względu na zróżnicowany przekrój. Pozostałe kształtki w części pomiarowej mają przekroje stałe. Niezależnie od pokazanych na rysunku 10 kształtek, do wyznaczania wytrzymałości na rozciąganie, modułu Younga i wydłużenia względnego stosuje się również kształtki prostokątne z naklejonymi obustronnie na końcach w strefie mocowania nakładkami [40] oraz próbki pierścieniowe [41]. Przy wyznaczaniu właściwości wytrzymałościowych na próbkach pierścieniowych obserwuje się istotne różnice w porównaniu do próbek wiosełkowych. Wynika to z faktu, że kształty próbek wiążą się z inną technologią ich wykonania,

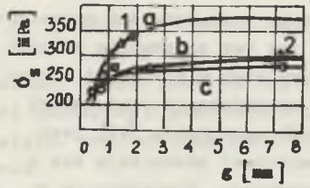
co z kolei wpływa na różną niejednorodność struktury i właściwości anizotropowe. Również inne zabiegi obróbki mechanicznej, jak też stosowanie różnych parametrów skrawania, mają znaczny wpływ na stan warstwy wierzchniej, przegrzanie powierzchni, powstawanie mikrodefektów i zmniejszenie właściwości wytrzymałościowych. W odniesieniu do próbek wiosełkowych Felde [42] jest zdania, że próbki o stałym przekroju w części pomiarowej odznaczają się o 30% wyższą wytrzymałością od próbek o zmiennym przekroju. Stwierdzenie to wydaje się być błędne, nie tylko ze względu na dość istotną różnicę, ale ze względu na to, że nie ma uzasadnienia w efekcie brzegowym. Mianowicie w pobliżu mocowania próbki w szczękach maszyny wytrzymałościowej, w trakcie rozciągania, w tej strefie oprócz naprężeń rozciągających istnieją naprężenia styczne stopniowo zanikające w kierunku środkowej strefy pomiarowej, w której przy odpowiedniej długości próbki działają tylko naprężenia rozciągające. Większy przekrój próbki w pobliżu mocowania wpływa na zmniejszenie stanu naprężeń, czyli jest korzystniejszy, natomiast próbki o stałym przekroju są więcej narażone na zniszczenie w pobliżu mocowania, gdzie działają nakładające się naprężenia rozciągające i styczne, a więc w efekcie powinny posiadać mniejszą wytrzymałość.

Przeprowadzone w tym zakresie badania autora w pracy [43] wykazały, że próbki wiosełkowe wykonane według PN-81/C-89034 typ 2 mają o 6,6% większą wytrzymałość od próbek Eriksona i Norrisa (rys. 10, poz. 3).

Analizując próbki 5 i 6 (rys. 10), wykonane zgodnie z normą DIN 53455/1 i 2, można stwierdzić, że dwukrotny wzrost długości w części pomiarowej powoduje około 11% wzrost wytrzymałości, co należy upatrywać właśnie w bardziej jednorodnym naprężeniu w środkowej części próbki, w wyniku zaniku naprężeń stycznych.

W pracy pod redakcją Tarnopolskiego [2] twierdzi się, że przy stałej szerokości próbki rzędu 10 mm zmiany grubości w przedziale 5 mm do 16 mm nie mają wpływu na wytrzymałość. Twierdzenie to może budzić pewne wątpliwości. Kincis [39] powołując się na Tarnopolskiego [2], a ten z kolei na publikacje Bayera [44] oparte na badaniach Bollera [45], podaje przedstawiony na rysunku 11 wykres uzależniający wytrzymałość od grubości próbki. Pokazany na tym rysunku wykres oznaczony literą a, przedstawiający laminat wzmacniany tkaniną szklaną 183-114, jest poprowadzony w sposób całkowicie dowolny i pozbawiony wiarygodności. Przede wszystkim pomiary są dokonywane niekonsekwentnie, gdyż o ile w granicach grubości od 1 mm do 2 mm dokonano trzech oznaczeń, to w przedziale od 2 mm do 8 mm dokonano tylko jednego oznaczenia i w dodatku ten punkt oznaczony cyfrą 2 całkowicie odbiega od poprowadzonej w sposób dowolny od punktu 1 krzywej. Mniejszą wytrzymałość przy małych grubościach próbek należy tłumaczyć odpowiednio większym wpływem powierzchniowych defektów.

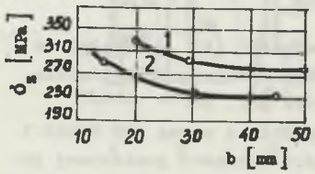
Również twierdzenie w pracy Kincisa, Rozie i Żiguna [39], że szerokość próbki w zakresie od 10 mm do 20 mm nie ma wpływu na wartość wytrzymałości, jest sprzeczne z wynikami badań opublikowanych w pracy pod redakcją Smirno-



Rys. 11. Wpływ grubości próbek laminatowych na wytrzymałość na rozciąganie

a - wzmocnienie z tkaniny szklanej 183-114, b - z tkaniny 181-114, c - z tkaniny 112-114

Fig. 11. The effect of thickness of laminate specimens on tensile strength



Rys. 12. Wpływ szerokości próbek laminatowych na wytrzymałość na rozciąganie

1 - kształtki typu wiosełko, 2 - kształtki prostokątne

Fig. 12. The effect of the width of laminate specimens on tensile strength

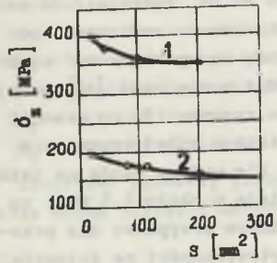
wej [46]. Z zamieszczonych tam wykresów przedstawionych na rysunku 12 wynika, że właśnie w zakresie szerokości próbek b od 10 mm do 30 mm obserwuje się stosunkowo największy spadek wytrzymałości zarówno dla kształtek typu wiosełek, co charakteryzuje krzywa 1, jak i prostokątnych płytek - krzywa 2, dla których w zakresie szerokości od 13 mm do 35 mm wytrzymałość maleje, a dopiero powyżej 35 mm stabilizuje się. Należy również zwrócić uwagę na fakt, że proporcje przedstawione na rysunku 12 są sprzeczne z danymi z rysunku 10, gdzie próbka 2 ma większą wytrzymałość od próbki 3 o mniejszej szerokości, natomiast z rysunku 12 można stwierdzić, że dla laminatu AG-4S (krzywa 2) wzrost szerokości w granicach od 13 mm do 45 mm powoduje około 21% zmniejszenie się wytrzymałości.

Na rysunku 13 przedstawiono wpływ zmiany przekroju próbki na wytrzymałość. Zarówno dla laminatu 33-18S (krzywa 1), jak i dla laminatu AG-4S (krzywa 2), w miarę wzrostu powierzchni przekroju poprzecznego S wytrzymałość maleje, co można wytłumaczyć tym, że ze wzrostem przekroju powierzchni próbki, podobnie jak przy wzroście szerokości, zwiększa się prawdopodobieństwo pojawienia się większych defektów, a to ujemnie rzutuje na wytrzymałość. Z rysunku 13 wynika, że zmniejszenie się wytrzymałości w przedziale różnicy przekroju poprzecznego od 20 mm^2 do 200 mm^2 wynosi około 24%. Przeprowadzone badania wykazały [46], że kształtki o zmiennym przekroju w pomiarowej części typu 2 lub 3 (rys. 10), przy promieniu mniejszym od 200 mm, charakteryzują się stosunkowo dużym spadkiem wytrzymałości na rozciąganie i odkształcenia względnego, przy stosunkowo niezmiennej wartości modułu Younga.

Pokazana na rysunku 10 poz. 8 zakreskowana powierzchnia określająca wielkość naprężenia dla próbek Romanowskiego, nie może być porównywalna z innymi, gdyż próbki te były wykonane z innego tworzywa o mniejszym współczynniku wzmocnienia Ψ.

4.2. NIEJEDNORODNOŚĆ STRUKTURY

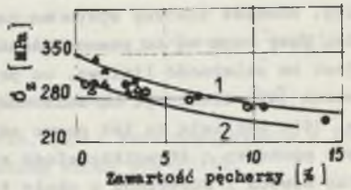
Na niejednorodność struktury tworzywa bez wzmocnienia w istotny sposób wpływają pęcherze gazowe, a przy tworzywach wzmacnianych dodatkowy wpływ na



Rys. 13. Wpływ przekroju poprzecznego próbki na wytrzymałość na rozciąganie

1 - dla próbek wykonanych z laminatu 33-18S, 2 - dla próbek wykonanych z laminatu AG-4S

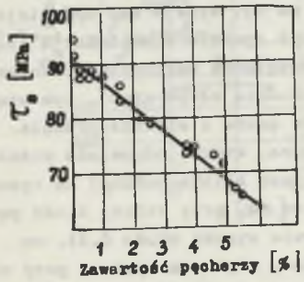
Fig. 13. The effect of the lateral cross-section of a specimen on tensile strength



Rys. 14. Wpływ zawartości pęcherzy na maksymalne naprężenia rozciągające próbek wykonanych z tkaniny szklanej i żywicy

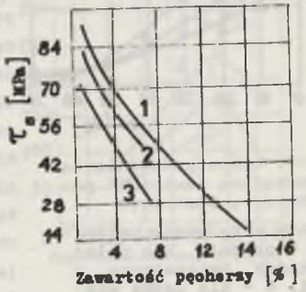
o - SELECTON 5003, forma zamknięta, Δ - PLASCON 911-11, forma zamknięta, ● - DAR 65/55, forma zamknięta, ▲ - PLASCON 911-11, forma otwarta

Fig. 14. The effect of voids content on maximum tensile stresses of laminate specimens



Rys. 15. Wpływ zawartości pęcherzy w laminacie, na międzywarstwowe ścinanie

Fig. 15. The effect of voids content in laminate on the interlayer shearing



Rys. 16. Wpływ zawartości pęcherzy w laminacie epoksydowym na wytrzymałość na ścinanie

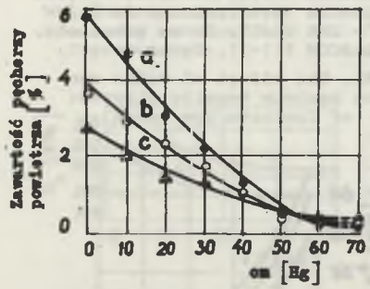
1 - wzmocnienie z włókna szklanego S, grubość kształtki 6 mm, 2 - dla grubości kształtki 3 mm, 3 - wzmocnienie z włókna szklanego E

Fig. 16. The effect of voids content in epoxide laminate on shearing strength

niejednorodność ma nierównomierne rozmieszczenie materiału wzmocnienia w całej masie tworzywa.

Ilość i wielkość pęcherzy zależna jest zarówno od jakości komponentów, jak i od procesu technologicznego. Stosunkowo duża ilość, gdyż około 3,5% pęcherzy powietrznych powstaje przy formowaniu ręcznym. Zawartość pęcherzy w sposób istotny wpływa na wytrzymałość tworzywa. Jak pokazano na rysunku 14

[47], w zakresie ilości pęcherzy od bliskiej zeru do 5%, wytrzymałość na rozciąganie maleje o około 5 MPa na każdy procent wzrostu zawartości pęcherzy. Również znaczny wpływ ma zawartość pęcherzy na wytrzymałość na ścinanie, przy czym są tu pewne różnice w ocenie, gdyż o ile Hand [48] podaje, że jest to zależność liniowa, co przedstawiono na rysunku 15, to Nemec i Serensen [49] ilustrują tę zależność w postaci linii o małej krzywiznie (rys. 16). Istnieją tu też pewne różnice, gdyż o ile według Handa na każdy wzrost pęcherzy o 1% wytrzymałość na ścinanie maleje o około 3,5 MPa, to według Nemeca i Serensena o około 4,5 MPa, co w danym przypadku dla przedziału od 70 MPa do 80 MPa stanowi 6% wartości wytrzymałości na ścinanie. Inne rezultaty badań [50] wykazały, że wzrost zawartości pęcherzy powietrznych w laminacie z 5% do 10% powoduje zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie z 260 MPa do 240 MPa, czyli o około 7,7%.



Rys. 17. Wpływ podciśnienia na procentową zawartość pęcherzy w laminacie

a - całe urządzenie umieszczone w próżni, b - układ nasycający umieszczony w próżni, c - dla pasma włókien przechodzącego przez próżnię

Fig. 17. The effect of reduced pressure on the percentage content of voids in laminate

Wykres pokazany na rysunku 17 (zamieszczony w pracy [51], a powtórzony w pracy [6]), przedstawiający dla trzech rodzajów aparatury zmniejszanie się pęcherzy powietrznych w tworzywie od średniej wartości około 4% przy próżni, zero cm Hg do około 0,3% pęcherzy przy próżni 70 cm Hg, wydaje się być niejasny i błędny, gdyż zgodnie z publikacją [52], im mniejsza bezwzględna wartość podciśnienia wyrażonego wysokością słupa rtęci, tym większe rozrzedzenie gazów i większa próżnia. Atmosfera fizyczna, której odpowiada ciśnienie 760 mm Hg, jest bliska podanej na rysunku wartości 70 cm Hg, przy której ilość pęcherzy w tworzywie wynosi około 0,3%, co jest nieosiągalne, gdyż praktycznie przy ciśnieniu atmosferycznym ilość pęcherzy wynosi od 3,5% do 5% i stopniowo maleje w miarę obniżania ciśnienia formowania. Należy przypuszczać, że wykresy na rysunku 17 zostały odwrócone, przy czym problematyczna jest wartość zero cm Hg, jako że stosowana aktualnie aparatura próżniowa pozwala na uzyskiwanie rozrzedzenia gazów, względnie próżni do 10^{-9} mm Hg [52].

McNeil i Bennet [53] na obliczanie pęcherzy gazowych w laminacie podają następującą zależność:

$$z = \frac{\rho_{\dot{z}}\left(1 - \rho\frac{m_w}{m\rho_w}\right) - \rho\left(1 - \frac{m_w}{m}\right)}{\rho_{\dot{z}}} 100\%, \qquad (23)$$

gdzie:

m - masa laminatowej próbki,

m_w - masa szklanego wzmocnienia w laminacie,

ρ - gęstość laminatu określona metodą ważenia w powietrzu i wodzie,

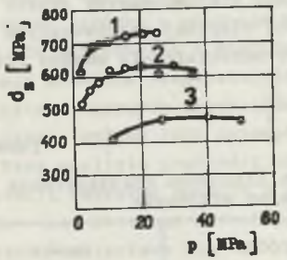
$\rho_{\dot{z}}$ - gęstość żywicy,

ρ_w - gęstość szklanego wzmocnienia (patrz tabela 2).

Zawartość pęcherzy gazowych w laminacie, jak i zawartość włókna w laminacie można określić metodą wypalania według normy DIN-52330.

4.3. CIŚNIENIE FORMOWANIA

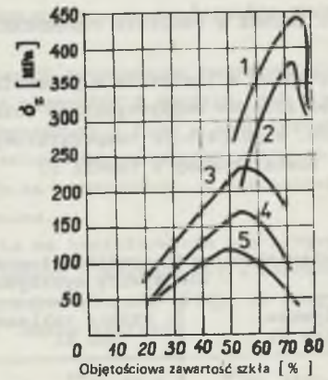
Dediuchin i Stawrow [54] dowodzą, że ciśnienie ma znaczny wpływ na właściwości wytrzymałościowe laminatów, co przedstawiono na rysunku 18. Wzrost



Rys. 18. Wpływ ciśnienia prasowania na maksymalną wytrzymałość na rozciąganie laminatów

1 - przy rozciąganiu AG-4S, 2 - przy zginaniu AG-4S, 3 - przy zginaniu 33-18S

Fig. 18. The effect of press moulding pressure on maximum tensile strength of laminates



Rys. 19. Wpływ zawartości szkła w laminacie na maksymalne naprężenia rozciągające

1 i 2 - dla nośnika z tkanin o splocie płóciennym, 3 - dla nośnika z maty TRT-16, 4 - dla nośnika z maty Bigelowa, 5 - dla nośnika z tkaniny rządkowej

Fig. 19. The effect of glass content in laminate on maximum tensile stresses

wytrzymałości ze wzrostem ciśnienia prasowania jest stosunkowo duży przy niższych wartościach, powyżej zaś 20 MPa stabilizuje się. Można się spodziewać, co bynajmniej nie wynika z rysunku 18, że dla laminatów przy stosowaniu dużych wartości ciśnienia w otwartych formach, właściwości wytrzymałościowe będą stopniowo malały, w wyniku nadmiernego wyciśnięcia spoiwa, co spowoduje, że laminat stanie się kruchy i jego komponenty utracą charakter

monolitu. Przypuszczenie to można opierać na wynikach badań Bocka [32], zilustrowanych na rysunku 19 oraz Burowa i Andrijewskiej [55], wykazujących, że dla różnych rodzajów tworzyw wzmacnianych istnieje określona optymalna procentowa zawartość materiału wzmocnienia, przy której osiąga się maksymalne właściwości wytrzymałościowe. Po przekroczeniu tej granicy, wskutek braku zespolenia i jednolitego powiązania w integralny monolit poszczególnych elementarnych włókien z żywicą, następuje bardzo szybkie obniżanie się właściwości wytrzymałościowych. Istnieją wprawdzie prace [56], w których podaje się teoretycznie ustalony maksymalny współczynnik objętościowy wypełnienia laminatu włóknem szklanym na 90,6% dla rowingu i 78,5% dla tkanin, ale należy stwierdzić, że są to wielkości nieosiągalne w warunkach produkcyjnych. Na podstawie cytowanych prac badawczych można przyjąć, że w zakresie ciśnienia prasowania do 20 MPa wzrost ciśnienia o jeden MPa powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie o 6 MPa.

4.4. SKURCZ W PROCESIE UTWARDZANIA

Powstający w laminacie w procesie utwardzania nierównomierny skurcz jest wynikiem różnych współczynników rozszerzalności cieplnej zastosowanych komponentów. Współczynnik temperaturowy liniowego odkształcenia według różnych źródeł został podany w tabeli 3.

Tabela 3

Zestawienie współczynników temperaturowych liniowego odkształcenia dla żywicy epoksydowej i włókien szklanych

Żywica (na K)	Włókna szklane (na K)	Źródło	Uwagi
$(90\text{-}108)\ 10^{-6}$	$5{,}05\ 10^{-6}$	Polieżajewa [57]	Żywica PN-3 Nośnik T-11
$(30\text{-}90)\ 10^{-6}$	$(4{,}8\text{-}5{,}04)\ 10^{-6}$	Davis [58] Mayer [59]	dla żywicy dla nośnika
$(65\text{-}70)\ 10^{-6}$	$4{,}9\ 10^{-6}$	Hand [48]	

Dość znaczne różnice tych wartości mogą wypływać ze zróżnicowanych właściwości fizykochemicznych materiałów, jak również z różnej dokładności metod pomiarowych. Wartości skurczu niektórych żywic podano w tabeli 1. Badania potwierdziły, że im wyższa temperatura utwardzania, tym znacznie wzrasta wielkość skurczu. Dla udokumentowania tego stwierdzenia mogą posłużyć uzyskane dane dla żywicy epoksydowej Araldit, określające skurcz w temperaturze 373 K od 0,5% do 0,8%, w temperaturze zaś 473 K skurcz wzrasta od 2,2% do 2,3% [60].

Bikerman [61] twierdzi, że skurcz wpływa na niszczenie efektu wiązań na granicy faz włókna szklane - żywica. Stwierdzono [62], że naprężenia rozciągające osiowe powstałe w wyniku skurczu wynoszą około 14 MPa, natomiast naprężenia ściskające około 7 MPa. Skurcz wtórny prasowniczy po 48 godzinach ogrzewania można określić według normy PN-68/C-89002:

$$PS_{48} = \frac{l - l_z}{l}\ 100\%, \tag{24}$$

gdzie:

l - długość kształtki przed ogrzewaniem,

l_z - długość kształtki po 48 godzinach ogrzewania.

4.5. WPŁYW TEMPERATURY W PROCESIE UTWARDZANIA NA WŁAŚCIWOŚCI TWORZYW

Efekty wpływu temperatury na właściwości mechaniczne tworzyw można rozpatrywać zarówno w procesie wytwarzania elementów z tworzyw, jak i w procesie ich użytkowania i eksploatacji. Temperatura i czas w dość znacznym zakresie warunków eksploatacyjnych mają stosunkowo niewielki wpływ na charakterystyki typowych materiałów używanych na wzmocnienia, w odróżnieniu od znacznego wpływu tych parametrów na spoiwa.

Przy analizie prędkości odkształcenia na kształtowanie się krzywych relaksacji naprężeń zgodnie z teorią Boltzmana - Woltera [63], naprężenie $\sigma(t)$ jest związane z funkcją historii odkształcenia $\varepsilon(t)$, co przy izotermicznych warunkach dla $T = T_o = \text{const}$ można zapisać:

$$\sigma(t) = f\left[\varepsilon(t_o^t);\ T_o\right]. \tag{25}$$

Dla liniowego odkształcenia zależność Boltzmana można zapisać w postaci:

$$\sigma(t) = E(T_o)\ \varepsilon(t) - \int_0^t f(t-\tau\ ;\ T_o)\,\varepsilon(\tau)\,d\tau, \tag{26}$$

gdzie:

$E(T_o)$ - właściwy w danej chwili moduł sprężystości wzdłużnej,

$f(\omega;T_o)$ - funkcja pamięci, uwzględniająca historię odkształcenia $\omega = t-\tau$.

Przy założeniu że dla warunków izotermicznych T_o można opuścić, dla określenia początkowego naprężenia σ_o przy długotrwałym czasie odkształcenia t_t równanie (26) przyjmie postać:

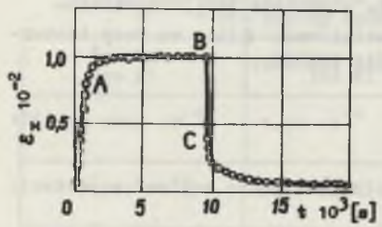
$$\sigma_o = E\varepsilon(t_t) - \int_0^{t_t} f(t_t - \tau)\varepsilon(\tau)d\tau. \qquad (27)$$

Dla określonego materiału o znanych wartościach E i $f(t_t - \tau) = f(\omega)$, określonej wartości σ_o i czasu t_t, można wyznaczyć historię odkształcenia $\varepsilon(t_t)$. Przy $\varepsilon(\tau) = \varepsilon_o = \text{const}$ opierając się na zależności (26) można napisać:

$$\sigma(t) = \varepsilon_o\left[E - \int_0^{t} f(t - \tau)d\tau\right]. \qquad (28)$$

Z zależności tej wynika, że przy zwiększeniu odkształcenia ε_o, naprężenie $\sigma(t)$ również wzrasta. Dla różnych możliwych niezmniejszających się wartości odkształceń $\varepsilon(t)$, co wynika z zależności (27), najmniejszą wartość naprężenia uzyska się w momencie, gdy $\varepsilon(t) = \varepsilon_o = \text{const}$, natomiast wyrażenie podcałkowe osiągnie wartość największą przy $\varepsilon(\tau) = \varepsilon_o$. Z tego wynika, że w celu uzyskania w tworzywie naprężeń wyższych od σ_o, $\varepsilon(t_t)$ nie może być mniejsza od ε_o, co można określić zależnością:

$$\sigma(t_t) \geq \sigma_o = E\varepsilon_o - \int_0^{t_t} f(t_t - \tau) = \delta_o(E_o - \int_0^{t_t} f(t_t - \tau)d\tau. \qquad (29)$$

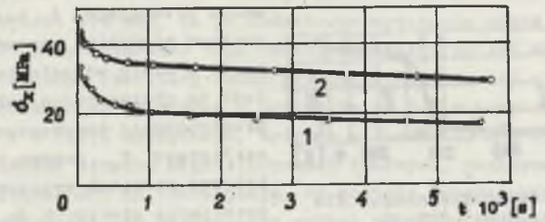


Rys. 20. Wykres cyklicznej zmiany odkształcenia dla próbki z żywicy EDT-10, przy obciążeniu i odciążeniu

Fig. 20. Diagram of cyclic strain changes for an EDT-10 resin specimen when loadet and unloadet

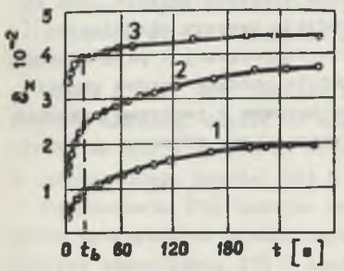
Z zależności tej można wyznaczyć ε_o przy zadanych t_t i σ_o.

Na rysunku 20 pokazano zmiany odkształcenia w funkcji czasu dla żywicy epoksydowej EDT-10 [39, 64]. W przedstawionym na rysunku 20 cyklu zilustrowano proces obciążenia próbki. Przy stałej prędkości odkształcenia, wielkość deformacji szybko wzrasta (odcinek OA), po czym następuje utrzymanie stałego obciążenia (krzywa aktywnego pełzania AB), szybkiego odciążenia (odcinek BC) i wytrzymanie bez obciążenia, w którym to czasie od punktu C uzyskuje się krzywą odwrotnego pełzania. Można więc tu wyróżnić dwa rodzaje odkształceń - sprężystego uzależnionego od naprężeń i wysokoelastycznego, zależnego od czasu przy stałych wartościach temperatury. Jeśli próbkę z tworzywa podda się stałemu odkształceniu, to nastąpi stopniowa relaksacja naprężeń, co dla wartości odkształcenia $\varepsilon = 1{,}5.10^{-2}$ pokazano na rysunku 21. Zjawisko relaksacji polega na stabilizowaniu się w



Rys. 21. Relaksacja naprężeń dla próbki z żywicy EDT-10
1 - dla temperatury 333 K, 2 - dla temperatury 295 K

Fig. 21. Relaxation of stresses for an EDT-10 resin specimen



Rys. 22. Krzywe pełzania dla próbek wykonanych z żywicy epoksydowej EDT-10

1 - dla temperatury 383 K,
2 - dla temperatury 390 K,
3 - dla temperatury 398 K

Fig. 22. Creep curves for specimens made of epoxide resin EDT-10

funkcji czasu nietrwałego fizykochemicznego ośrodka i dążeniu do osiągnięcia statycznej równowagi, a więc powrotu układu fizycznego do stanu równowagi. W polimerach procesy relaksacji wiążą się z drganiami cieplnymi pojedynczych cząsteczek, a nawet całych łańcuchów, co wywołane jest różnicą energii dwóch kolejnych stanów. Czas relaksacji można opisać zależnością [65]:

$$\tau = \tau_o e^{\frac{\Delta E}{RT}}, \qquad (30)$$

gdzie:

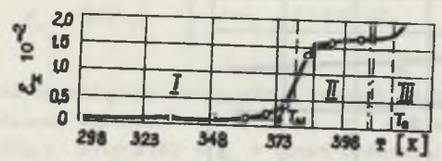
τ_o - okres drgań atomów (s),

ΔE - przyrost energetycznej bariery wyznaczającej cieplną aktywacją procesu (Kcal/mol),

R - stała gazowa (Kcal/deg mol).

Właściwości fizykomechaniczne polimeru dość wiernie charakteryzuje krzywa termomechaniczna. Dla wykreślenia takiej krzywej należy wykonać dla danego tworzywa szereg wykresów krzywych pełzania, co pokazano przykładowo dla trzech wartości temperatur przy stałej wartości naprężenia $\sigma_x = \text{const} = 1{,}5$ MPa (rys. 22).

Następnie dla określonego czasu odniesienia - bazy t_b rzędu 20 sekund odczytuje się wartość odkształceń ε_x i wielkości te w funkcji danych temperatur odmierza się na wykresie pokazanym na rysunku 23, który w danym przypadku charakteryzuje żywicę epoksydową EDT-10 przy naprężeniu $\sigma_x = 1$ MPa i podstawie czasu = 20 sekund. Na wykresie krzywej termomechanicznej można wyróżnić trzy zasadnicze stany właściwości danego tworzywa. W pier-

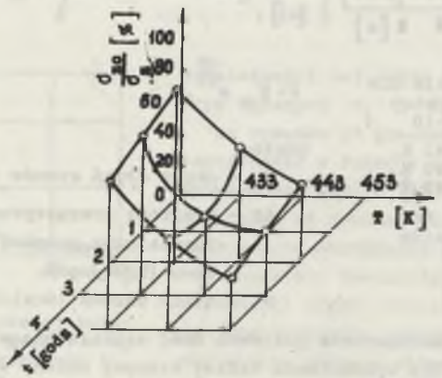


Rys. 23. Krzywa termomechaniczna dla żywicy epoksydowej EDT-10

I - obszar stanu szklistego, II - obszar stanu wysokoelastycznego, III - obszar stanu płynnego

Fig. 23. A thermo-mechanical curve for epoxide resin EDT-10

wszym przedziale I , następuje stosunkowo niewielki wzrost odkształcenia w miarę wzrostu temperatury. Jest to obszar stanu szklistego. Po przekroczeniu temperatury stanu szklistego T_s danego tworzywa, którego początek wyznacza się z przecięcia stycznych do krzywej termomechanicznej między przedziałami I i II, następuje szybki wzrost odkształcenia. Obszar II charakteryzuje się wysokoelastycznym stanem tworzywa. Określenie tego przedziału mianem wysokosprężystym, jak to podano w pracy [66], wydaje się być dla tego rodzaju tworzyw określeniem mniej adekwatnym, wreszcie przy dalszym wzroście temperatury i przekroczeniu temperatury stanu wysokoelastycznego T_e następuje ponowny bardzo szybki wzrost odkształcenia w wąskim przedziale temperaturowym i tworzywo przechodzi do przedziału trzeciego III, to jest do obszaru stanu płynnego o temperaturze T_p.



Rys. 24. Procentowe zmiany stosunku wytrzymałości na zrywanie σ_{zc} próbek z PA T-B obrabianych cieplnie do wytrzymałości σ_z próbek bez obróbki cieplnej

Fig. 24. Percentage changes of the ratio of fracture strength σ_{zc} of the heat treated PA T-B specimens to the strength σ_z of specimens without heat treatment

Lee i Neville [67] prowadząc badania nad wpływem temperatury w procesie utwardzania laminatów wykazali, że o ile wytrzymałość na rozciąganie tworzywa epoksydowo-szklanego formowanego metodą ręczną w warunkach klimatu normalnego wynosi 250 MPa, to po dodatkowym wygrzaniu przez 8 godzin w temperaturze 433 K wytrzymałość tego tworzywa wzrasta do 285 MPa, a więc o około 14%. Odmienne rezultaty badań przedstawione zostały w pracy [68]. Stosując obróbkę cieplną próbek z poliamidu PA T-B w temperaturach 433 K, 443 K i 453 K w oleju maszynowym, kolejno w czasie 2, 3 i 4 godziny, stwierdzono, że wskutek wzrostu krystaliczności tworzywa, następowało znaczne obniżenie wytrzymałości na rozciąganie, co zostało przedstawionę na rysunku 24. Z wykresu wynika, że wygrzewanie próbek powoduje spadek wytrzymałości, przy czym im wyższa temperatura, tym mniejsza wytrzymałość. Wiąże się to jednocześnie z wielokrotnym zmniejszeniem się wydłużenia i kilkakrotnym podwyższeniem współczynnika sprężystości wzdłużnej. Wytłumaczenie takiego stanu można upatrywać w tym, że im dłuższy czas wygrzewania i im wyższa temperatura, tym stwarza się korzystniejsze warunki do powstawania struktur nadmolekularnych (sferolitów), z czym wiąże się większe prawdopodobieństwo ilościowego wzrostu defektów strukturalnych, powodujących spadek wytrzymałości.

Popow i inni [69] badając laminaty fenolowo-formaldehydowe wzmacniane tkaniną szklaną, doszli do wniosku, że obróbka cieplna w temperaturach od 433 K do 523 K wpływa na dotwardzenie laminatu, natomiast obróbka cieplna w temperaturach powyżej 623 K powoduje znaczny spadek wytrzymałości.

Kierieckaja [70] badając wpływ warunków utwardzania na właściwości laminatów epoksydowych wzmacnianych tkaniną szklaną stwierdziła, że przy temperaturze utwardzania 373 K laminat posiada wytrzymałość na rozciąganie 67,5 MPa, a już przy temperaturze utwardzania 433 K wytrzymałość spada do 34,8 MPa, co tłumaczy się powstawaniem naprężeń szczątkowych, ściśle związanych ze strukturą nadmolekularną.

Moskatow [71] stwierdza, że części prasowane z tworzyw wzmacnianych, po wyjęciu z formy, nie mają optymalnych właściwości. Zastosowanie dodatkowej obróbki cieplnej pozwala na podwyższenie stopnia utwardzania ze średnich wartości 79% do 95% oraz zmniejszenie pęcherzy na powierzchniach styku włókno-żywica. Stwierdzono, że wytrzymałość na zginanie próbek laminatowych gotowanych w wodzie w temperaturze 373 K wzrasta z 96,5 MPa do 112 MPa, a więc o około 11,6%, przy jednoczesnym zwiększeniu twardości według Brinella z 420 MPa do 490 MPa. Dodatkowe poddanie próbek przed gotowaniem procesowi ultrafioletowego naświetlania powiększa o około 10% wytrzymałość na zginanie. Stwierdzono również, że efekty obróbki termicznej zależą od procentowej zawartości włókien szklanych w laminacie.

Na uwagę zasługują wyniki badań uzyskane przez Moskatowa [72], w odniesieniu do innego pod względem strukturalnym i wytrzymałościowym tworzywa, jakim jest poliamid P-6. Stosując obróbkę cieplną w wodzie w temperaturze 371 K w czasie 15 minut na jeden milimetr grubości próbek, uzyskał wprawdzie około 8% wzrost wytrzymałości na ściskanie, ale przy jednoczesnym zmniejszeniu się o 34% wytrzymałości na rozciąganie, 14% na zginanie i 27-procentowym zmniejszeniu twardości.

W pracy [73] omówiono modyfikację cieplną tarnamidu T-27, przeprowadzając wygrzewanie w oleju parafinowym w temperaturze 448 ± 2 K, stosując szybkość grzania 2,5 . 10^{-2} K/s i studzenia 8,3 . 10^{-3} K/s. Obrobione w ten sposób cieplnie tworzywo osiągnęło wytrzymałość na rozciąganie 102,5 MPa, w stosunku do 42,7 MPa przed obróbką cieplną, a więc nastąpił znaczny, bo wynoszący 140% wzrost wytrzymałości.

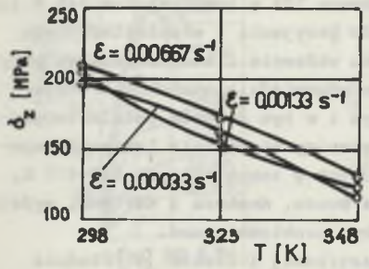
Badania własne [74] prowadzone przy zastosowaniu żywic epoksydowych: E-50, E-52, E-53 i E-54 wzmacnianych tkaninami szklanymi St 21 i St 19 wykazały dla próbek z żywicy E-50 wzmacnianej tkaniną szklaną St 19, utwardzanych w temperaturze 373 K przez 120 minut i zrywanych po 120 godzinach 11% wzrost wytrzymałości na rozciąganie w stosunku do próbek utwardzanych w temperaturze 293 K. Uzyskany wynik jest prawie identyczny z wynikiem uzyskanym przez Moskatowa [71], który przez zastosowanie obróbki cieplnej w tej samej temperaturze, uzyskał wzrost wytrzymałości na zginanie o 11,6%.

4.6. WPŁYW TEMPERATURY BADAŃ NA WŁASCIWOŚCI MECHANICZNE TWORZYW

Wytrzymałość laminatów w podwyższonych temperaturach jest w zasadzie determinowana odpornością cieplną żywicy, gdyż podstawowy materiał na wzmocnienia, jakim są włókna szklane, do temperatury 950 K nie wykazują bardziej istotnych zmian w wytrzymałości. Jest rzeczą charakterystyczną, że dla tworzyw wzmacnianych w miarę wzrostu temperatury, znacznie szybciej obniża się wytrzymałość na zginanie i ściskanie niż wytrzymałość na rozciąganie. Są to różnice znaczne, gdyż o ile dla określonego laminatu ze wzrostem temperatury od 296 K do 353 K wytrzymałość na zginanie zmniejsza się o około 52%, to w tych samych warunkach wytrzymałość na rozciąganie maleje o około 18% [75]. Badania własne [76] przeprowadzone na próbkach z żywicy E-53 wzmacnianej tkaniną szklaną St 22, w przedziale temperatur od 298 K do 378 K wykazały zmniejszenie się wytrzymałości średnio przy różnych prędkościach rozciągania, o około 35%, co przedstawiono na rysunku 25.

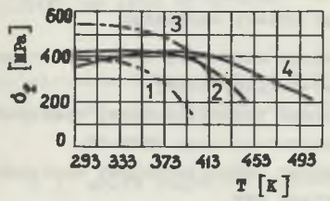
Istotny wpływ na wytrzymałość tworzyw wzmacnianych w podwyższonych temperaturach ma rodzaj zastosowanej żywicy. Żywice epoksydowe mają zwykle większą wytrzymałość w podwyższonych temperaturach w porównaniu do żywic poliestrowych, co przedstawiono na rysunku 26 [73, 77].

Istnieją również różne odmiany żywic epoksydowych o znacznie wyższej odporności termicznej w porównaniu z żywicami dianowymi. Otrzymuje się je z epichlorohydryny i bisfaftoli. Jedna z odmian też żywicy - EGDN otrzymywana z eteru dwuglicydylowego, utwardzana w temperaturze 448 K w czasie 18 godzin, przy zastosowaniu sulfonu p-aminofenylowego, charakteryzuje się o 30 K wyższą temperaturą zeszklenia [78] w porównaniu do podobnie utwardzanej dianowej żywicy epoksydowej. Żywica ta w podwyższonych temperaturach ma w porównaniu do żywicy dianowej wyższe właściwości wytrzymałościowe i dielektryczne, ale cechuje się znacznie mniejszą udarnością, na co może mieć wpływ duże nagromadzenie się pierścieni aromatycznych w cząsteczkach.



Rys. 25. Wpływ temperatury na wytrzymałość na rozciąganie próbek epoksydowo-szklanych

Fig. 25. The effect of temperature on tensile strength of epoxide-glass specimens



Rys. 26. Wpływ podwyższonych temperatur na wytrzymałość na zginanie laminatów szklanych przy zastosowaniu

1 - żywicy poliestrowej, 2 - żywicy poliestrowej odpornej na podwyższone temperatury, 3 - żywicy epoksydowej, 4 - żywicy fenolowej odpornej na podwyższone temperatury

Fig. 26. The effect of hightened temperatures on bending strength of glass laminates

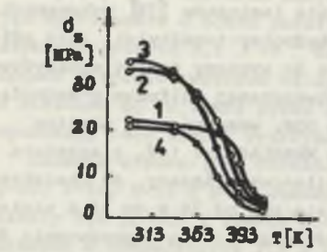
Badania laminatów [79] wykonanych z dwu (2-hydroksy-1-naftylu), jako półproduktu do syntezy żywicy epoksydowej EGDN, utwardzanej sulfonem p-aminofenylowym DDS, wzmacnianych tkaniną szklaną MARGLAS A 1 100, z apreturą amino-silanową wykazały, że charakteryzują się one od 20 K do 40 K większą odpornością termiczną w porównaniu do żywicy Epidian 5 oraz lepszymi właściwościami dielektrycznymi, zwłaszcza w zakresie temperatur od 428 K do 453 K.

W eksperymentalnych pracach [2, 77] starano się ustalić maksymalne granice temperaturowej eksploatacji różnych spoiw wzmacnianych tkaniną szklaną, które wynoszą:

1 - dla żywic poliestrowych	353-358 K,
2 - dla żywic poliestrowych termoodpornych	do 473 K,
3 - dla żywic epoksydowych	423-473 K,
4 - dla żywic fenolowych	473-523 K,
5 - dla żywic krzemoorganicznych	do 573 K.

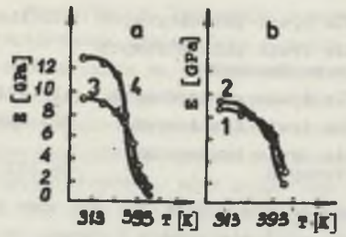
Dane te nie wydają się być zbyt dokładne, gdyż nie podają konkretnych składów materiałowych i parametrów, jak również podstawowego założenia, jaki procent obniżenia się wytrzymałości w stosunku do wytrzymałości w klimacie normalnym został ustalony do określenia maksymalnej temperatury dla danego tworzywa.

Badania własne [76, 80, 81, 82, 83, 84] potwierdzają, że wytrzymałość tworzyw wzmacnianych, niezależnie od temperatury, w dużej mierze uzależniona jest od prędkości odkształcania próbek i zwiększa się w miarę wzrostu tych prędkości. Dla żywicy epoksydowej E-53 wzmacnianej tkaniną szklaną St 22 przy objętościowej zawartości szkła 53%, zmniejszenie się wytrzymałości na rozciąganie w temperaturze 323 K w stosunku do 298 K przy prędkości rozciągania 0,008 mm/s wyniosło 15%, a w temperaturze 348 K wytrzymałość zmalała o 28%. Dla prędkości rozciągania 0,033 mm/s odpowiednie zmniejszenie się wytrzymałości wynosiło 22% i 36%, a przy prędkości rozciągania 1,7 mm/s odpowiednio 14% i 33%. Średnia wartość obni-



Rys. 27. Zależność naprężeń rozciągających różnych wersji strukturalnych laminatu od temperatury. Objaśnienia w tekście

Fig. 27. Dependence of different structural versions of laminate on temperature



Rys. 28. Wpływ temperatury na moduł sprężystości wzdłużnej różnych rodzajów laminatów. Objaśnienia w tekście

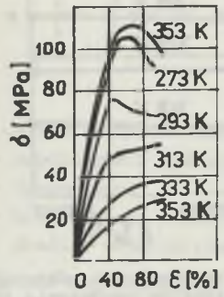
Fig. 28. The effect of temperature on longitudinal elasticity modulus of different kinds of laminates

żenia się wytrzymałości na rozciąganie wynosząca 32% w temperaturze 348 K jest nie do przyjęcia z eksploatacyjnego punktu widzenia i bezpieczeństwa przy wielu odpowiedzialnych konstrukcjach maszyn i w tym świetle ustalenie górnej granicy stosowania laminatów epoksydowych w temperaturach 423-473 K, przez Wende, Moebesa i Martena, wydaje się być problematyczne.

Kastrickij i Cirkin [85] badali właściwości wytrzymałościowe laminatów w poprzecznym kierunku do wzmocnienia, w przedziale temperatur od 293 K do 423 K. Próbki wykonano w dwu wymiarach: ϕ8 mm i l = 65 mm oraz ϕ10 mm i l = 100 mm, z gwintowanymi uchwytami zgodnie z opatentowanym wnioskiem [86], stosując cztery warianty:

1 - laminat warstwowy epoksydowo-fenolowo-szklany STEF,
2 - laminat jednokierunkowy epoksydowo-fenolowo-szklany STEF-NT,
3 - laminat jednokierunkowy epoksydowo-szklany EKT,
4 - laminat warstwowy epoksydowo-szklany EKT.

Badania przeprowadzono na maszynie P-05 z komorą z termoregulacją z dokładnością $\pm$ 2 K, przy prędkości rozciągania 0,33 mm/s. Z uzyskanych wykresów 2 i 3 przedstawionych na rysunku 27 można stwierdzić, że w zakresie od temperatury klimatu normalnego T_n do temperatury zeszklenia T_s, kompozyty o jednokierunkowym wzmocnieniu mają średnio o 67% wyższą wytrzymałość na rozciąganie od kompozytów warstwowych (wykresy 1 i 4). Przy temperaturach wyższych od T_s obserwuje się zbliżenie się wykresów 1 i 2, na co niewątpliwie ma wpływ epoksydowo-fenolowe spoiwo, które jest bardziej odporne na wyższe temperatury. O ile średnia wartość σ_z w temperaturze 293 K komponentów warstwowych 1 i 4 wynosi około 21 MPa, to dla komponentów 2 i 3 σ_z wynosi około 35 MPa, a więc jest około 66% wyższa. Na rys. 28 podano zależność dynamicznego modułu sprężystości wzdłużnej tych kompozytów, zachowując tę samą numerację co na rysunku 27. W przedziale temperatur $T_n < T < T_s$,



Rys. 29. Zależność wytrzymałości na rozciąganie od temperatury poliamidu T-27 przy rozciąganiu z prędkością 0,00083 m/s

Fig. 29. Dependence of tensile strength of polyamide T-27 on temperature at the stretching rate of 0,00083 m/s

wielkość E uzależniona jest od objętościowej zawartości włókien szklanych w laminacie zgodnie z zależnością [87]:

$$\frac{1}{E} = \frac{\psi_w}{E_w} + \frac{\psi_s}{E_s}, \qquad (31)$$

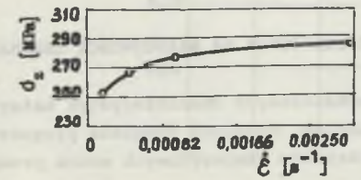
gdzie:

E_w - współczynnik sprężystości wzdłużnej wzmocnienia,
E_s - współczynnik sprężystości wzdłużnej spoiwa,
ψ_w - objętościowy współczynnik zawartości wzmocnienia,
ψ_s - objętościowy współczynnik zawartości spoiwa.

W pracy [68] prowadzono badania wpływu temperatury na wytrzymałość na rozciąganie poliamitu T-27, w zakresie temperatur od 523 K do 353 K, uzyskując spodziewane wyniki, że wzrostem temperatury w jakiej przeprowadza się badania, maleje ich wytrzymałość, co pokazano na rysunku 29.

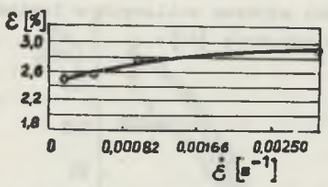
4.7. WPŁYW PRĘDKOŚCI ODKSZTAŁCENIA NA WŁAŚCIWOSCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE TWORZYW

Przeprowadzane badania wpływu prędkości odkształcania na właściwości wytrzymałościowe tworzyw wykazują, że w miarę wzrostu prędkości odkształcenia wzrasta zarówno wartość wytrzymałości na rozciąganie, jak i wielkość odkształcenia, przy minimalnych zmianach wartości współczynnika sprężystości wzdłużnej. Na rysunku 30 pokazano wyniki badań [46] wytrzymałości na rozciąganie laminatu poliestrowego PN-1 wzmacnianego tkaniną T w funkcji prędkości odkształcenia. Jest rzeczą charakterystyczną, że zarówno wytrzymałość, jak i odkształcenie, co przedstawiono na rysunku 31, mają bardziej intensywny wzrost przy prędkościach odkształcenia w zakresie od 0,00022 s^{-1} do 0,0009 s^{-1}, po czym



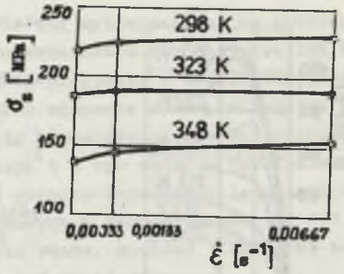
Rys. 30. Wpływ prędkości odkształcenia na maksymalne naprężenia rozciągające tworzywa poliestrowo-szklanego

Fig. 30. The effect of the strain rate on maximum tensile stresses of a polyester-glass plastic



Rys. 31. Wpływ prędkości odkształcenia na wielkość odkształcenia tworzywa poliestrowo-szklanego

Fig. 31. The effect of the strain rate on strain extension of polyester-glass plastic



Rys. 32. Wpływ prędkości odkształcenia na maksymalne naprężenia rozciągające tworzywa epoksydowo-szklanego

Fig. 32. The effect of the strain rate on maximum tensile stresses of epoxide-glass plastic

następuje zbliżony do liniowego znacznie mniej intensywny wzrost wymienionych wartości.

Przeprowadzone w różnych temperaturach badania własne [82] na próbkach z żywicy epoksydowej E-53, wzmacnianej tkaniną szklaną St 22, doprowadziły do uzyskania podobnych wyników, co przedstawiono na rysunku 32. Obserwuje się tu również bardziej intensywny wzrost wytrzymałości na rozciąganie w przedziale prędkości odkształcenia od 0,00033 s^{-1} do 0,00133 s^{-1}, po czym następuje łagodny wzrost do $\dot{\varepsilon}$ = 0,00667 s^{-1}. Przy temperaturze badań 298 K wzrost wytrzymałości w pierwszym przedziale od prędkości odkształcenia 0,00033 s^{-1} do 0,00133 s^{-1} wynosi 3,8%, natomiast w przedziale drugim do $\dot{\varepsilon}$ = 0,0067 s^{-1}, jest mniejszy i wynosi 2,3%, mimo że rozpiętość tego przedziału w wartościach prędkości odkształcenia jest większa od poprzedniego. Przy temperaturze badań 348 K odpowiednie wzrosty wytrzymałości wynoszą 3,7% w pierwszym i 6,7% w drugim przedziale.

4.8. WPŁYW WARUNKÓW EKSPLOATACYJNYCH I STARZENIA NA WŁAŚCIWOŚCI LAMINATÓW

Dominujący wpływ w czasie na zmianę mechanicznych charakterystyk materiałów kompozytowych ma wilgoć i czynniki cieplne. Modelowe równanie prognozowania zmian właściwości mechanicznych materiałów kompozytowych można przedstawić w postaci [88]:

$$\frac{\partial}{\partial t}\left[1 + \int_0^t K(C,T)\,d\xi\right] C = D\nabla^2 C, \qquad (32)$$

$$W = \left[1 + \int_0^t K(C,T)\right] d\tilde{C}, \qquad (33)$$

gdzie:

K - stała szybkości zmian niszczenia,

D - współczynnik dyfuzji,

T - temperatura,

C - koncentracja wilgoci przy początkowej porowatości,

W - średnia objętościowa koncentracja wilgoci.

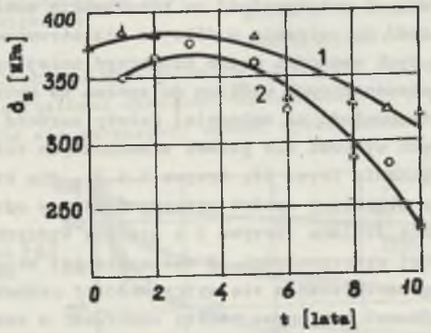
Wielkość nagromadzonego stanu uszkodzeń $\mathcal{T}(t)$ proponuje się określić za pomocą zależności:

$$\mathcal{T}(t) = \int_0^t (t - \xi)^{-\chi}\, d\tilde{\tau}(\xi), \qquad (34)$$

gdzie:

$\tilde{\tau} = \tilde{\tau}\left[\sigma_e(\xi),\ T(\xi),\ \rho(\xi)\right]$ - jest wartością długowieczności przy stałych wartościach ekwiwalentnego naprężenia σ_e, temperatury T i współczynnika ρ uwzględniającego zmianę parametrów przy starzeniu, χ - parametr nieliniowości określony eksperymentalnie przy zmiennej wartości $\tilde{\tau}(\xi)$.

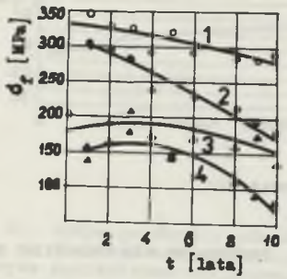
Polskie Normy określają badania odporności na starzenie zarówno w naturalnych warunkach klimatycznych (PN-71/C-89037), jak i sztucznych warunkach klimatycznych (PN-71/C-89038).



Rys. 33. Wpływ starzenia tworzywa poliestrowo-szklanego na maksymalne naprężenia rozciągające

1 - próbki przechowywane w pomieszczeniu laboratoryjnym, 2 - próbki przechowywane w warunkach klimatycznych

Fig. 33. The effect of ageing of polyester-glass plastic on maximum tensile stresses



Rys. 34. Wpływ starzenia na wytrzymałość na zginanie laminatu poliestrowo-szklanego

1 i 3 - starzenie w warunkach laboratoryjnych, 2 i 4 - starzenie w warunkach atmosferycznych, 1 i 2 - wzmocnienie z tkaniny szklanej, 3 i 4 - wzmocnienie z maty szklanej

Fig. 34. The effect of ageing on bending strength of polyester-glass laminate

Trwałość tworzyw z żywicy poliestrowej PN-3 wzmacnianej tkaniną T-11 oraz ChZK-1, O-PG badali Polieżajewa i Paszkiewicz [57]. Wykonane kształtki sezonowano przez trzy miesiące w temperaturze 292 ± 1 K i wilgotności 85 ± 5%, a następnie zrywano po pięć próbek w odstępach rocznych w okresie dziesięciu lat, przy czym jedna partia próbek była przechowywana w pomieszczeniu laboratoryjnym, druga zaś w warunkach klimatycznych. Wyniki wytrzymałościowych badań na rozciąganie przedstawiono na rysunku 33. Analiza rezultatów badań wykazała, że w pierwszych trzech latach starzenia, na skutek utwardzania się materiału, wzrasta wytrzymałość od 12 do 15 procent. Po tym okresie następował stopniowy spadek wytrzymałości, przy czym był on bardziej intensywny dla próbek eksponowanych w warunkach klimatycznych. Fakt ten należy tłumaczyć tym, że w wyniku działań atmosferycznych, okresowego zwilżania i wysuszania materiału próbek, została naruszona spójność między włóknem i spoiwem. Po okresie dziesięciu lat wytrzymałość na rozciąganie oraz zginanie próbek przechowywanych w warunkach laboratoryjnych obniżyła się o około 20%, natomiast dla próbek eksponowanych w warunkach atmosferycznych wytrzymałość na rozciąganie zmniejszyła się o około 30%, a wytrzymałość na zginanie o 45%, co zilustrowano na rysunku 34. Przedstawioną różnicę tych wartości można tłumaczyć mniejszym wpływem zmniejszonej adhezji elementarnych włókien do spoiwa na wytrzymałość na rozciąganie niż na wytrzymałość na zginanie. Należy zwrócić uwagę na odmienny przebieg krzywych wykresu dla próbek wzmacnianych tkaniną szklaną poddanych procesowi zginania (rys. 34, krzywe 1 i 2), dla których w miarę upływu czasu następuje stopniowy spadek wytrzymałości, w odróżnieniu od próbek wzmacnianych matą szklaną (krzywe 3 i 4), dla których do około trzech lat obserwuje się wzrost wytrzymałości, a następnie jej stopniowe obniżanie się. Ogólnie przyczynę zmniejszania się wytrzymałości próbek wykonanych z żywic wzmacnianych włóknami szklanymi należy upatrywać w znacznej różnicy współczynników temperaturowych liniowego odkształcenia włókna szklanego i żywicy (patrz tabela 3). Na skutek nierównomiernych skurczy powoduje to względne pełzanie tych materiałów, naruszanie spójności i powstawanie mikropęknięć w kolejnych etapach nasiąkania i schnięcia, co potęguje proces odwarstwiania się komponentów i w konsekwencji obniżanie się właściwości wytrzymałościowych.

Zvonar [89] w swej pracy dowodzi, że woda wnika w głąb laminatu nie tylko przez mikropęknięcia, rysy i kapilary, ale może również dyfundować poprzez żywicę. Blanck [90] podaje teoretyczny wzór na określenie nasiąkliwości laminatów:

$$N = N_{\infty}\left[1 - \frac{8}{\pi}\sum_{n=0}^{\infty}\frac{1}{(2n+1)^2}\, e^{-\frac{(2n+1)^2 \pi^2 D}{4h^2}\, t}\right], \qquad (35)$$

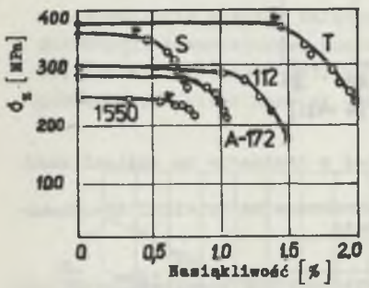
gdzie:

N_{∞} - nasiąkliwość po nieskończenie długim okresie,

n - ilość włókien w pasmie,

h - grubość laminatowej części,

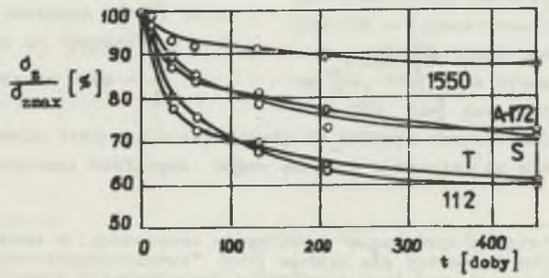
t - czas moczenia.



Rys. 35. Wpływ procentowej nasiąkliwości tworzyw poliestrowo-szklanych na wytrzymałość na rozciąganie. Oznaczenia w tekście

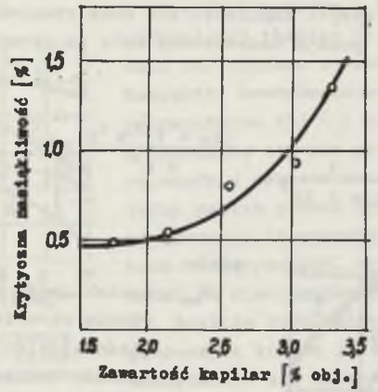
Fig. 35. The effect of the absorbability percentage of polyester-glass laminates on tensile strenght

W pracy [91] przeprowadzono szeroki program badań próbek laminatowych wykonanych na bazie żywicy Polimal 109, przy zastosowaniu różnych rodzajów tkanin szklanych: 1550 - tkaniny modyfikowanej Volanem, A-172 - tkaniny z wykończeniem silanowym, S - tkaniny zawierającej silan jako preparację proadhezyjną, T - tkaniny pokrytej szlichtą tekstylną oraz 112 - tkaniny odszlichtowanej termicznie. W wyniku badań ustalono wpływ nasiąkliwości na wytrzymałość na rozciąganie dla poszczególnych rodzajów laminatów, co przedstawiono na rysunku 35, na którym strzałkami oznaczono nasiąkliwość krytyczną, po osiągnięciu której obserwuje się intensywny spadek wytrzymałości. Na rysunku 36 poka-



Rys. 36. Względny spadek maksymalnych naprężeń rozciągających, w funkcji procentowej zawartości wody w różnych rodzajach tworzyw. Objaśnienia w tekście

Fig. 36. Relative decrease of maximum tensile stresses as a function of water percentage in different kinds of plastics



Rys. 37. Wpływ procentowej zawartości kapilar w laminacie na nasiąkliwość krytyczną

Fig. 37. The effect of capillary content percentage on critical absorbability of a laminate

zano względny spadek wytrzymałości próbek wykonanych z poszczególnych laminatów moczonych w destylowanej wodzie po czterystu dobach.

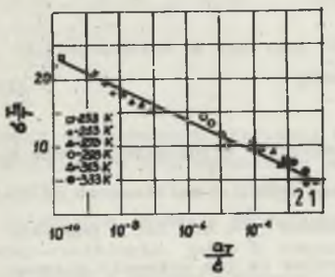
Najmniejszy względny spadek wytrzymałości wynoszący około 14% ma laminat wzmacniany tkaniną 1550, natomiast największy wynoszący około 40% laminat wzmacniany tkaniną T. Wyniki uzyskanych eksperymentalnie danych [61] wykazują, że istnieje ścisła współzależność pomiędzy niejednorodnością struktury, procentową zawartością kapilar w laminacie a procentową wartością nasiąkliwości krytycznej, co zilustrowano na rysunku 37. Finogeinow [92] i inni badali długotrwały wpływ czynników cieplnych na wytrzymałość różnych laminatów i wykazali, że dla wielu z nich w temperaturze 373 K zależność wytrzymałości tworzywa od długotrwałości posiada charakter liniowy.

Rozdział 5

SUPERPOZYCJA TEMPERATUROWO-PRĘDKOŚCIOWA

5.1. BADANIA OGÓLNE

Zagadnienia analizy zmiennych zredukowanych, określane jako metoda superpozycji temperaturowo-prędkościowej[1)], opracowane zostały przez Williamsa, Landela i Ferrego [93, 94], stąd też ta metoda zwana jest również od początkowych liter nazwisk jako metoda WLF. Metodę tę analizowali również w swych pracach Tobolsky [95] oraz Bueche [96]. Pozwala ona na dokonywanie analizy wpływu dwu głównych zmiennych, jakimi są temperatury i prędkości odkształcenia, na opis właściwości lepkosprężystych polimerów. O ile Ferry i Tobolsky prowadzili badania głównie nad zastosowaniem tej metody do polimerów kauczukopodobnych o właściwościach liniowo-sprężystych, to w okresie późniejszym Urżumciew [97] i Daugstie [98] oraz Goldman i Grinman [99] pracują nad rozszerzeniem metody na obszar nieliniowej lepkosprężystości polimerów częściowo krystalicznych, takich jak polietylen o dużej masie właściwej. Przeprowadzone badania przy różnych prędkościach odkształcenia wykazały, że uzyskane uogólnione krzywe w pełni zgadzają się z wynikami kontrolnymi. Również w literaturze krajowej pojawiają się nieliczne prace poświęcone tej tematyce [66, 100] oraz prace autora [76, 101, 102, 103, 104] poświęcone badaniom nad możliwością stosowania tej metody do tworzyw chemoutwardzalnych, wzmacnianych tkaninami szklanymi. Różne analizy wykazują, że mimo spełnienia zało-



Rys. 38. Zależność naprężenia sprowadzonego ($\sigma \frac{T_o}{T}$) w funkcji temperatury i prędkości odkształcenia - $\frac{a_t}{\dot{\varepsilon}}$

Fig. 38. Dependence of the demand pressure ($\sigma \frac{T_o}{T}$) as a function of temperature and strain rate - $\frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$

1) Spotykane w literaturze określenia "superpozycja termiczno-czasowa" lub "czasowo-temperaturowa" [105] wydają się być mniej adekwatne, ponieważ w końcowych zależnościach naprężenie jest bezpośrednio uzależnione od temperatury i prędkości odkształcenia, dlatego autor uważa, że stosowanie określenia "metoda superpozycji temperaturowo-prędkościowej" jest bardziej właściwe.

żeń teoretycznych występują niekiedy pewne trudności ze znalezieniem współczynnika termicznego a_T, który byłby wielkością uniwersalną, jak również istnieje pogląd, że metodę tę można stosować do zjawisk w których zachodzi zmiana objętości swobodnej tworzywa, co nie wydaje się być najistotniejsze w przypadku określania właściwości wytrzymałościowych tworzywa.

W pracy [100] dokonano próby analizy temperaturowo-prędkościowej w odniesieniu do twardego polichlorku winylu. W pracy tej występuje jednak szereg nieprawidłowości, a między innymi na przedstawionym w niej rysunku 1, istnieje zależność naprężenia w funkcji odkształcenia, a powinna być zależność naprężenia w funkcji odwrotności prędkości odkształcenia w skali logarytmicznej. Podany w części teoretycznej wzór oznaczony numerem (13):

$$\sigma \frac{T_o}{T} = \lg \frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}, \tag{36}$$

powinien mieć prawidłową postać:

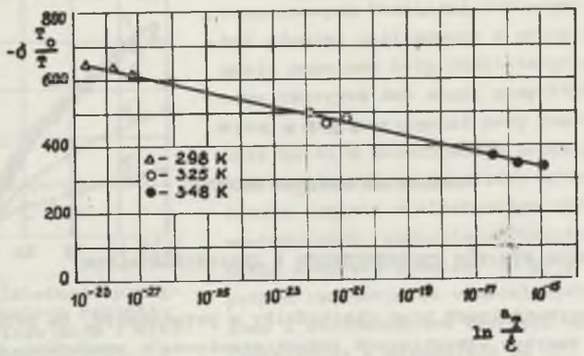
$$-\sigma \frac{T_o}{T} = \ln \frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}. \tag{37}$$

Wykres 3, zamieszczony w tej pracy i przedstawiony w oryginalnej formie na rysunku 38, powinien konsekwentnie uzależnić, zgodnie z zależnością (37), człony $-\sigma \frac{T_o}{T}$ w funkcji $\ln \frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$, a nie jak podano $\frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$, czy też w podpisie $\frac{a_t}{\dot{\varepsilon}}$. Ponadto błędnie zostały obliczone i oznaczone na tym wykresie poszczególne punkty, dla przykładu: punkt oznaczony cyfrą 1 powinien się znajdować w punkcie 2, lub też obliczony dla temperatury 253 K współczynnik termiczny a_T równy $1{,}04 \cdot 10^{-8}$, powinien wynosić $9{,}24 \cdot 10^{-9}$.

W pracy [68] analizowano, czy metoda ta może mieć zastosowanie w odniesieniu do opisu zmiany wielkości granicy plastyczności poliamidu T-27. Badania prowadzono w zakresie temperatur od 253 K do 353 K. Istnieje tu też pewna niekonsekwencja, gdyż o ile z zależności (37) należy uzależnić człon $-\sigma \frac{T_o}{T}$ w funkcji $\ln \frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$, to na odciętej osi wykresu podane są wartości $\lg \frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$. W wyniku przeprowadzonych badań wykazano, że istnieje możliwość stosowania tej metody do opisu zmiany granicy plastyczności w odniesieniu do poliamidów T-27 i T-B.

5.2. BADANIA TWORZYW EPOKSYDOWO-SZKLANYCH

W programie własnych badań [76] autor analizował możliwość stosowania superpozycji temperaturowo-prędkościowej w odniesieniu do tworzyw chemoutwar-



Rys. 39. Zależność członu $-\sigma \frac{T_o}{T}$ w funkcji $\ln \frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$ dla tworzywa epoksydowo-szklanego

Fig. 39. Dependence of the term $\sigma \frac{T_o}{T}$ as a function $\ln \frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$ for epoxide-glass plastics

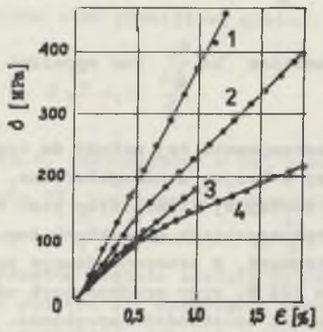
dzalnych, wzmacnianych tkaninami szklanymi. Zastosowanie tej metody do tego rodzaju tworzyw było opracowane po raz pierwszy w kraju, a niewykluczone, że jako pierwsze w ogóle, gdyż nie spotkano w dostępnej literaturze prac w tej dziedzinie. Badania prowadzono zarówno w temperaturach do zakresu temperatur zeszklenia, jak i w temperaturach obniżonych. W przeprowadzonym programie badań w zakresie temperatur od 298 K do 348 K, przy prędkościach odkształcenia od 0,00033 s^{-1} do 0,00667 s^{-1} uzyskano zależności naprężenia, temperatury i wartości stałej temperaturowej, w funkcji logarytmicznej wartości współczynnika termicznego i prędkości odkształcenia, przedstawione na rysunku 39. Maksymalna odchyłka pomiędzy średnią wartością eksperymentalną z ośmiu pomiarów została stwierdzona dla prędkości odkształcenia 0,00133 s^{-1} w temperaturze badań 323 K i w stosunku do aproksymowanej prostej wynosi około 4%, podczas gdy w badaniach przeprowadzonych dla niewzmacnianego polichlorku winylu [100], czyli na tworzywa bardziej jednorodnego - wyniosła około 16,5%, a więc od tej ostatniej była ponad czterokrotnie mniejsza. Ponieważ jeden ze współtwórców tej metody John Ferry uważa, że otrzymane wyniki z dokładnością nie przekraczającą rzędu 10% należy uznać za całkowicie zadowalające, więc uzyskane rezultaty badań mniejsze 2,5-krotnie od dopuszczalnych, w odniesieniu do bardziej złożonego strukturalnie materiału, jakim jest laminat, należy uznać za wynik pozytywny.

R o z d z i a ł 6

CHARAKTER KRZYWEJ WYKRESU

6.1. PORÓWNANIE WYNIKÓW TEORETYCZNYCH Z EKSPERYMENTALNYMI

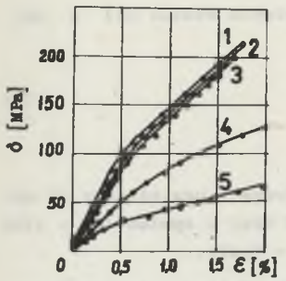
Wyniki eksperymentalnych prac utwierdziły w przekonaniu, że przy wzdłużnym obciążeniu tworzyw wzmacnianych jednokierunkowo, o stosunkowo dużej zawartości nośnika, z normalnie stosowanymi prędkościami przy statycznym rozciąganiu wpływ wysokoelastycznych odkształceń jest stosunkowo niewielki i takie laminaty można z dostateczną dla praktyki dokładnością uważać za ciała liniowo-sprężyste. Na rysunku 40 pokazano wykresy naprężenia w funkcji prędkości odkształcenia dla niektórych typowych tworzyw [59, 106], przy statycznym rozciąganiu w klimacie normalnym. Wykres oznaczony cyfrą 1 charakteryzuje laminat z zawartością twardego, kruchego spoiwa 27-63S, o jednokierunkowym układzie włókien wzmocnienia, który prawie że stanowi linię prostą. Wykres 2 odnosi się do laminatu ze spoiwem 27-63S ze wzmocnieniem o wzajemnie prostopadłym kierunku ułożenia włókien w proporcji 1:1. Na tym wykresie można zauważyć pierwszy odcinek proporcjonalności, a następnie po osiągnięciu określonej wielkości naprężenia występuje charakterystyczne przegięcie i obserwuje się drugi odcinek proporcjonalności, pochylony pod mniejszym kątem do osi odciętych kartezjańskiego układu współrzędnych, który przebiega aż do momentu zerwania próbki. Dokładniejsze omówienie charakteru przebiegu krzywej wykresu obciążenia w funkcji odkształcenia i powstawanie dwóch faz proporcjonalności zostało przedstawione w rozdziale 9.9.



Rys. 40. Zależność pomiędzy naprężeniem rozciągającym a wielkością odkształceń, dla różnych laminatów. Objaśnienia w tekście

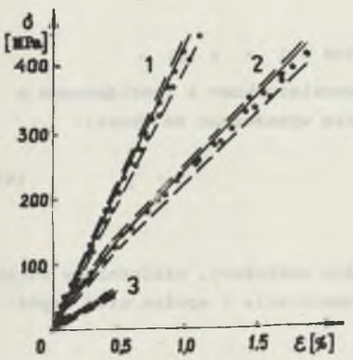
Fig. 40. Dependence between the tensile stress and the strain magnitude for different laminates

Stwierdzenie w pracy [6], że istnienie dla tego rodzaju materiałów dwóch proporcjonalnych odcinków po raz pierwszy zasygnalizowano w 1962 r. w pracy [107], należy uznać za błędne, gdyż według dostępnych źródeł już w 1956 roku Outwater [108] dokonywał analizy charakteru przebiegu tego wykresu. Podobny przebieg wykresu dla żywic epoksydowych, wzmacnianych tkaninami szklanymi St 19 i St 21, był również analizowany w pracy własnej [76], gdzie omawiane były charakterystyczne dla danego tworzywa dwa etapy proporcjonalności. Wykres 3 uzyskany został przy rozciąganiu laminatu AG-4S o prostopadłym ułożeniu włókien 1:1 i wreszcie wykres oznaczony cyfrą 4 charakteryzuje laminat o elastycznym spoiwie epoksydowo-fenolowym, wzmacnianym tkaniną szklaną. Badania wykazały również, że przy rozciąganiu próbek laminatowych wzmacnianych jednokierunkowo z zastosowaniem twardych spoiw, zmiany temperatury w przedziale od 293 K do 423 K nie mają większego wpływu na zmianę charakteru krzywych $\sigma = f(\varepsilon)$. Na rys. 41 przedstawiono, że również dla laminatów o spoiwach plastycznych epoksydowo-fenolowych, wzmacnianych tkaninami szklanymi, zmiany temperatur w zakresie od 291 K do 373 K mają stosunkowo niewielki wpływ na pochylenie omawianych krzywych. Jednak podwyższenie temperatury do 398 K, co ilustruje krzywa wykresu 4 oraz do 423 K (krzywa 5), wpływa w sposób istotny na obniżenie właściwości wytrzymałościowych laminatu i charakter przebiegu krzywej. Na rysunku 42 zilustrowane zostały eksperymentalnie uzyskane dane [109] w postaci naniesionych punktów oraz obliczone według teoretycznych zależności [106], naniesione w formie kółeczek, jak też obliczony 95% przedział ufności, który obejmują linie przerywane, dla laminatu z zawartością spoiwa 27-63S, wzmacnianego jednokierunkowo włóknem szklanym i rozciąganego wzdłuż osi włókien (wykres 1), laminatu wzmacnianego prostopadle w proporcji 1:1 (wykres 2) i laminatu wzmacnianego jednokierunkowo, ale rozciąganego w kierunku prostopadłym do kierunku wzmocnienia (wykres 3). Zawartość wzmocnienia szklanego dla wszystkich trzech rodzajów laminatów wynosiła objętościowo 62%.



Rys. 41. Zależność pomiędzy maksymalnym naprężeniem rozciągającym i wielkością odkształcenia. Objaśnienia w tekście

Fig. 41. Dependence between maximum tensile stress and the strain magnitude



Rys. 42. Zależność maksymalnego naprężenia na rozciąganie w funkcji odkształcenia. Objaśnienia w tekście

Fig. 42. Dependence of maximum stress on stretching as a function of strain

Dla jednokierunkowo wzmacnianego laminatu naprężenia wzdłuż osi x obliczano z zależności:

$$\sigma_{(x)x} = H_{(x)x}\varepsilon_x, \tag{38}$$

gdzie:

$H_{(x)x}$ - chwilowy współczynnik sprężystości wzdłużnej, uzależniony od modułu Younga dla wzmocnienia (E_w = 70000 MPa) i spoiwa (E_s = 3700 MPa) oraz współczynnika wzmocnienia (Ψ = 0,62).

Dla laminatu wzmacnianego prostopadle dla odcinka 0-A stosowano wzór:

$$\sigma_x = E_x^o\varepsilon_x, \tag{39}$$

gdzie:

E_x^o - moduł Younga dla t = 0.

Dla tego samego laminatu odcinek A-B obliczano według zależności:

$$\sigma_x = \frac{S_x}{S_x + S_y} E_{(x)x}\varepsilon_x, \tag{40}$$

gdzie:

S_x i S_y - poprzeczne przekroje słoi wzdłuż osi x i y.

Naprężenia dla laminatu wzmacnianego jednokierunkowo i rozciąganego w kierunku prostopadłym do kierunku wzmocnienia wyznaczano ze wzoru:

$$\sigma_{(y)x} = H_{(y)x}\varepsilon_x, \tag{41}$$

gdzie:

$H_{(y)x}$ - chwilowy współczynnik sprężystości wzdłużnej, uzależniony od modułu Younga, liczb Poissone'a wzmocnienia i spoiwa oraz współczynnika wzmocnienia.

C z ę ś ć II

BADANIA WŁASNE

Rozdział 7

BADANIA WYTRZYMAŁOŚCIOWE LAMINATÓW EPOKSYDOWYCH W NISKICH TEMPERATURACH

7.1. WPROWADZENIE

Żywice epoksydowe, wzmacniane włóknami szklanymi lub tkaninami szklanymi, mają zastosowania nie tylko na tego rodzaju elementy, jak: płyty, osłony, owiewki czy też grodzie, które nie podlegają większym obciążeniom, ale mogą być stosowane nawet w przemyśle lotniczym na elementy w różnym stopniu obciążone, np. łopaty wirnika nośnego czy śmigła ogonowego śmigłowców, pokrycia skrzydeł i kadłuby samolotów i szybowców oraz zbiorniki paliwowe główne i podwieszone. Coraz szersze stosowanie laminatów w przemyśle wypływa z faktu, że charakteryzują się one wieloma korzystnymi właściwościami, takimi jak: mała masa właściwa - niższa o około 70% od duraluminium i pięciokrotnie od stali, stosunkowo wysoka wytrzymałość właściwa - wyższa około 1,5-krotnie od duraluminium i 2,8-krotnie od zwykłej jakości stali, całkowite wyeliminowanie problemu korozji, duża odporność na działanie wielu kwasów i zasad, zwłaszcza w temperaturach zbliżonych do klimatu normalnego, dobre właściwości dielektryczne, dobre właściwości tłumienia drgań, łatwość uzyskiwania dość skomplikowanych kształtów różnych elementów maszyn oraz łatwa i prosta technologia napraw uszkodzonych części [76]. Ze względu na specyficzne właściwości tworzyw wzmacnianych, jak duży stopień anizotropii oraz dość duże trudności w uzyskiwaniu jednorodnej struktury, wpływającej w sposób zasadniczy na właściwości mechaniczne, należy w stosunku do materiałów, które nie są jeszcze dostatecznie zbadane, stosować wnikliwą analizę wytrzymałościową, co wymaga konsekwentnego kontynuowania wszechstronnych badań w tej dziedzinie. Podczas pobytu w Chemiczno-Technologicznym Instytucie im. D.I. Mendelejewa w Moskwie stwierdzono, że dużo uwagi poświęca się tam badaniom w zakresie podwyższania właściwości i jakości tworzyw. Poddawanie tworzyw polimerowych działaniu ultradźwięków o częstotliwości 20 kH pozwala na obniżenie o około 15% lepkości, skrócenie o 30% do 40% czasu procesu technologicznego i podwyższenie o 25% do 40% fizykochemicznych właściwości polimerów [110].

7.2. ZALEŻNOŚCI TEORETYCZNE

W odniesieniu do krzywych reologicznych wyznaczonych z krzywych rozkładu pełzania, które zostały przedstawione w rozdziale II [2], można dokonać udoskonalenia analizy odkształcenia tworzyw wzmacnianych, przez uściślenie modelu reologicznego w stosunku do komponentu polimerowego, rozpatrując lepkość A w modelu przedstawionym na rysunku 2 jako lepkość w funkcji czasu A(t).

Spowoduje to automatycznie konieczność zastąpienia współczynnika czasu relaksacji n_A funkcją zmian w czasie tego współczynnika $n_A(t)$, co można opisać za pomocą zależności:

$$n_A(t) = n_k(1 - n_m e^{-\varkappa t}), \tag{42}$$

gdzie:

n_k - maksymalna wielkość współczynnika czasu relaksacji,
n_m - minimalna wielkość współczynnika czasu relaksacji,
$\varkappa$ - wykładnik określający prędkość zmiany w czasie współczynnika czasu relaksacji.

Przy takim założeniu, model reologiczny przedstawiony na rysunku 2 w rozdziale II, można zapisać następująco:

$$n_A(t) H_s \dot{\varepsilon} + E\varepsilon = \sigma + n_A(t)\dot{\sigma}. \tag{43}$$

W przypadku stałej wielkości naprężenia σ i założeniu warunków początkowych: $t = 0$ oraz $\varepsilon(0) = \frac{\sigma}{H_s}$, zależność (43) można zapisać w formie:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma}{E_s}\left[1 - \frac{H_s - E_s}{H_s} e^{\frac{E_s t}{n_k H_s}} \left(\frac{1 - n_m e^{-\varkappa t}}{1 - n_m}\right) e^{-\frac{E_s}{n_k \varkappa H_s}}\right]. \tag{44}$$

Moduł chwilowej sprężystości tworzywa H i moduł sprężystości E można obliczyć ze stosunkowo prostych zależności:

$$H = \frac{1}{1 + \Psi}(H_s + \Psi E_w), \tag{45}$$

$$E = \frac{1}{1 + \Psi}(E_s + \Psi E_w). \tag{46}$$

Wielkości H_s i E_s można wyznaczyć z krzywej pełzania tworzywa bądź też metodą eksperymentalną.

Oznaczenia zostały przyjęte jak w rozdziale II.

Dokonując podstawienia:

$$\varkappa = \frac{E_s}{H_s n_k}, \tag{47}$$

wzór (44) przyjmie bardziej uproszczoną postać:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma}{E_s}\left[1 - \frac{H_s - E_s}{H_s} \cdot \frac{1 - n_m}{\exp\left(\frac{E_s t}{H_s n_k}\right) - n_m}\right]. \tag{48}$$

Jeśli w miejsce stałych reologicznych spoiwa: H_s, E_s, n_k i n_m zostaną podstawione odpowiednio wyznaczone eksperymentalnie charakterystyki dla tworzywa wzmacnianego chaotycznie krótkimi włóknami, a więc tworzywa wzmacnianego matami, wzór (48) można przekształcić w następującej formie:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma}{E_x}\left[1 - \frac{H_x - E_x}{H_x} \cdot \frac{1 - n_{mx}}{\exp\left(\frac{E_x t}{H_x n_{kx}}\right) - n_{mx}}\right] \tag{49}$$

W przypadku tworzywa wzmacnianego jednokierunkowo, a więc rowingiem, równanie modelowe można zapisać:

$$n(t) \cdot (H_s + \Psi E_w)\dot{\varepsilon} + (E_s + \Psi E_w)\varepsilon = \frac{1}{S_s}(F + n)t(\dot{F}). \tag{50}$$

Dla tworzywa wzmacnianego jednokierunkowo funkcja modyfikacji współczynnika czasu relaksacji zmienia się według następującej wykładniczej zależności:

$$n(t) = n_k\left[1 - n_m e^{-\frac{(E_s + \Psi E_w)t}{(H_s + \Psi E_w)n_m}}\right]. \tag{51}$$

Tak więc dla tworzywa wzmacnianego jednokierunkowo, przy założonych warunkach początkowych: $t = 0$ i $\varepsilon(0) = \frac{F}{S_s(H_s + \Psi E_w)}$, zależność na odkształcenie w funkcji czasu przyjmie postać:

$$\varepsilon(t) = \frac{F}{S_s(E_s + \Psi E_w)}\left\{1 - \frac{H_s - E_s}{H_s + \Psi E_w} \cdot \frac{1 - n_m}{\exp\left[\frac{(E_s + \Psi E_w)t}{(H_s + \Psi E_w)n_k}\right] - n_m}\right\}. \tag{52}$$

Odpowiednie naprężenia w spoiwie $\sigma_s(t)$ i we wzmocnieniu $\sigma_w(t)$, przy założonych tych samych warunkach początkowych, można wyznaczyć ze wzorów:

$$\sigma_s(t) = \frac{F}{S_s}\left\{1 - \frac{\Psi E_w}{E_s + \Psi E_w}\left[1 - \frac{H_s - E_s}{H_s + \Psi E_w} \cdot \frac{1 - n_m}{\exp\left(\frac{E_s - \Psi E_w}{H_s + \Psi E_w} \cdot \frac{t}{n_k}\right) - n_m}\right]\right\}, \quad (53)$$

$$\sigma_w(t) = \frac{F \cdot E_w}{S_s(E_s - \Psi E_w)}\left[1 - \frac{H_s - E_s}{H_s + \Psi E_w} \cdot \frac{1 - n_m}{\exp\left(\frac{E_s - \Psi E_w}{H_s + \Psi E_w} \cdot \frac{t}{n_k}\right) - n_m}\right]. \quad (54)$$

Natomiast dla tworzywa wzmacnianego w dwóch prostopadłych kierunkach, a więc tworzywa wzmacnianego tkaniną szklaną, równanie modelowe można zapisać:

$$\bar{n}(t) \cdot \bar{H}_x \dot{\varepsilon} + \bar{E}_s \varepsilon = \frac{1}{S}(F_x + \bar{n}(t)\dot{F}_x), \quad (55)$$

gdzie:

$\bar{n}(t)$ - funkcja modyfikacji w czasie, współczynnika czasu relaksacji tworzywa wzmacnianego w dwu prostopadłych kierunkach, którą można wyrazić:

$$\bar{n}(t) = n_k\left(1 - n_m e^{-\frac{\bar{E}_x t}{\bar{H}_x n_k}}\right), \quad (56)$$

$\bar{H}_x$ - składowy moduł chwilowej sprężystości wyznaczony ze wzoru (11),

$\bar{E}_x$ - składowy moduł sprężystości wyznaczony ze wzoru (12).

Ostatecznie dla tworzywa wzmacnianego w dwóch prostopadłych do siebie kierunkach, w płaszczyźnie, w przypadku stałego obciążenia i początkowych warunków: $t = 0$ i $\varepsilon(0) = \frac{F_x}{S\bar{H}_x}$, zależność na odkształcenie w funkcji czasu przyjmie postać:

$$\varepsilon(t) = \frac{F_x}{S\bar{E}_x}\left[1 - \frac{\bar{H}_x - \bar{E}_x}{\bar{H}_x} \frac{1 - n_m}{\exp\left(\frac{\bar{E}_x t}{\bar{H}_x n_k}\right) - n_m}\right]. \quad (57)$$

Wielkość maksymalnych naprężeń rozciągających uzależnionych od temperatury T i prędkości obciążania v można wyznaczyć z następującej zależności:

$$\sigma_z = \frac{vn_k e^{-\frac{T - T_o}{B}} E_w}{E_s + \Psi E_w}\left(1 - \frac{H_s + \Psi E_w}{E_s + \Psi E_w}\right) \cdot \left[1 - e^{-\frac{(E_s + \Psi E_w)\,F(T)}{(H_s + \Psi E_w)\,vn_k S_s \exp\left(\frac{T - T_o}{B}\right)}}\right] + \frac{F(T)\,E_w}{S_s(E_s + \Psi E_w)}, \quad (58)$$

gdzie:

v - założona stała prędkość obciążenia,

T_o - temperatura, poniżej której dane tworzywo praktycznie zachowuje się jak ciało sprężyste,

B - stała tworzywa wzmacnianego,

$F(T)$ - obciążenie w danej temperaturze.

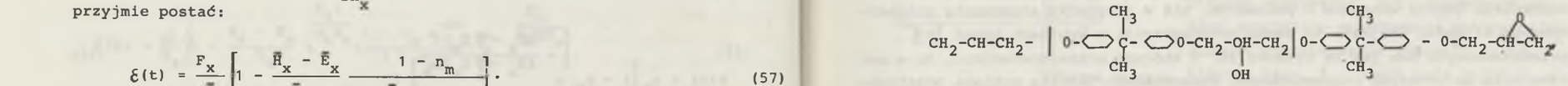
Ponieważ w celu dokonania obliczeń wytrzymałościowych tworzywa wzmacnianego, należy eksperymentalnie ustalić szereg stałych reologicznych, o wiele prościej jest w programach badawczych bezpośrednio praktycznie wyznaczać dla danego tworzywa wielkości maksymalnych naprężeń rozciągających, opisując je zgodnie z normą PN-81/C-89034, dotyczącą oznaczania cech wytrzymałościowych tworzyw sztucznych przy statycznym rozciąganiu.

Niezależnie od tego eksperymentalne dane są niezbędne do przeprowadzenia programu badań w zakresie superpozycji temperaturowo-prędkościowej i anizotropii.

7.3. MATERIAŁY

Jako nośnika[1)] w badanym laminacie użyto tkaniny szklanej St 22. Jest to tkanina o splocie satynowym (rys. 7), ze szkła bezalkalicznego, borokrzemianowego o zawartości wolnych alkaliów poniżej 1%. Elementarne włókna tkaniny posiadają grubość od 9 μm do 13 μm. Masa właściwa materiału wynosi 2,55 do 2,58 kg/m^3. Tkanina charakteryzuje się dużą odkształcalnością i łatwością formowania, stąd jej szeroka przydatność na różnorodne pod względem kształtu elementy maszyn.

Jako spoiwa użyto żywicy epoksydowej [111] Epidian 53, o podstawowym wzorze strukturalnym:



utwardzanej trójetylenoczteroaminą o wzorze strukturalnym:
$H_2N[(CH_2)_2NH]_2(CH_2)_2NH_2$ [112], w proporcji wagowej 100 części żywicy do 10,5 części utwardzacza Z-1. Proporcja ta może ulegać zmianom, gdyż jest ona uzależniona od procentowej zawartości grup epoksydowych w żywicy, określanych metodą stechiometryczną [111]. Obliczona procentowa, wagowa zawar-

1) W literaturze krajowej spotyka się określenie - zbrojenie, literatura zachodnia stosuje określenie - wzmocnienie, natomiast literatura radziecka - armatura [2]. Autor uważa, że bardziej właściwym określeniem od zbrojenia, jest nazwa "nośnik", jako że materiał ten przenosi główne obciążenia, względnie "wzmocnienie" i takie określenia będą stosowane w niniejszej pracy.

tość tkaniny szklanej w laminacie wynosiła 53 ± 1,5%, masa właściwa danego laminatu - 1,48 ± 0,4 kg/m^3. Dane te uzyskano, jako wartości średnie, z pomiaru objętości i masy wykonanych trzech płyt laminatowych oraz wychodząc z określenia masy jednego metra kwadratowego użytej tkaniny szklanej. Według specjalnie opracowanej technologii, opisanej w pracach [1, 76], wykonano płyty, a z nich kształtki do badań.

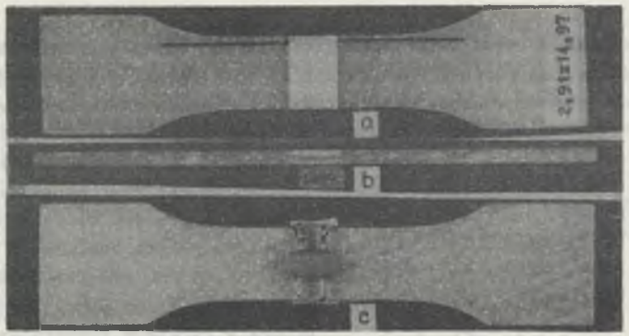
Należy stwierdzić, że do wykonania próbek została użyta tkanina szklana St 22, z preparacją włókniczą, stosowaną przez Wytwórcę przed procesami tkania, która wprawdzie ułatwia procesy technologiczne tkania, ale jednocześnie stanowi izolację przeciwdziałającą powstawaniu adhezji pomiędzy powierzchnią elementarnych włókien i żywicą.

Korzystny wpływ preparacji uzależniony jest od stopnia pokrycia powierzchni włókien wzmocnienia oraz od właściwego doboru chemicznie czynnej preparacji.

Należy tu uwzględnić fakt, że w procesie usuwania z tkaniny szlichty tekstylnej metodą wypłukiwania rozpuszczalnikami organicznymi pozostaje około 20% tej preparacji, natomiast gdy stosuje się proces wyprażania, pozostałość preparacji tekstylnej wynosi około 0,5%. Procesy te powodują jednak uszkodzenia mechaniczne tkaniny, polegające na pękaniu elementarnych włókien bądź chaotycznym ich ukierunkowaniu, co w znacznym stopniu wpływa na obniżenie wytrzymałości komponentu. Niezależnie od tych negatywnych zjawisk, badania wykazały, że maksymalne pokrycie powierzchni włókien wzmocnienia chemicznie czynną preparacją nie przekracza 50% [25], a według innych badań [16], zaledwie 10% do 25%. Dlatego też w niektórych pracach dochodzi się do wniosku, że preparacja ma niewielki wpływ na takie właściwości mechaniczne jak: maksymalne naprężenia rozciągające, czy wytrzymałość na zginanie, natomiast korzystnie wpływa na wytrzymałość na ścinanie międzywarstwowe [113].

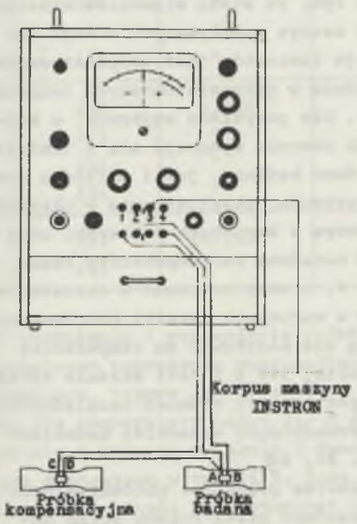
Znacznie wcześniej Plueddeman [114] stwierdził, że włókna bez preparacji zapewniają lepsze wiązanie z polimerem, niż w przypadku stosowania niereaktywnych silanów. Znajdzie to pewne potwierdzenie w wynikach badań [91], przedstawionych tam jak na rysunku 35, z którego można stwierdzić, że w odniesieniu do tworzywa poliestrowego, wzmacnianego tkaniną szklaną odszlichtowaną termicznie, tworzywo poliestrowe wzmacniane tkaniną pokrytą szlichtą tekstylną ma o około 25% wyższą wytrzymałość na rozciąganie, a tworzywo poliestrowe z tkaniną modyfikowaną Volanem - wytrzymałość niższą o około 19%, w odniesieniu do tworzywa z tkaniną odszlichtowaną termicznie.

W świetle tych wywodów zastosowanie do wykonania próbek epoksydowo-szklanych do badań tkaniny z istniejącą preparacją skrobiową wydaje się być uzasadnione, zwłaszcza że producenci tkanin stwierdzają, że w czasie usuwania preparacji tkackiej i układania preparacji chemicznie czynnej tkanina traci około 30% wytrzymałości na zrywanie.



Rys. 43. Kształtki do badań z tworzywa epoksydowo-szklanego a - z naklejonym czujnikiem, b - z naklejoną kostką, c - z przylutowanymi końcówkami

Fig. 43. Cast profiles of epoxide-glass plastic for testing



Rys. 44. Schemat podłączenia aparatu tensometrycznego

Fig. 44. Diagram of extensometer connection

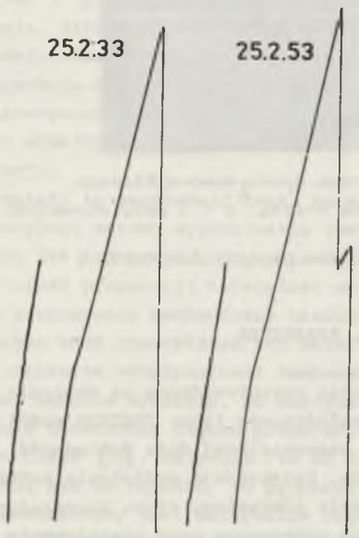
7.4. APARATURA

Badania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej firmy INSTRON model TT-DM, zapewniającej dużą dokładność odczytów. Rejestrację wydłużenia próbki w zakresie pierwszego etapu proporcjonalności dokonywano przy zastosowaniu uniwersalnego ekstensometru G-51-11 M firmy INSTRON, który był połączony z układem sterowania X-Y. Sprawdzone według specjalnie opracowanej metody przełożenie ekstensometru wynosiło 1:150, którego baza L_o równa była 0,025 m, a względny zakres pracy zawierał się w temperaturach od 200 K do 477 K.

Wskazania przewężenia próbki na jej szerokości rejestrowano przy zastosowaniu aparatury tensometrycznej duńskiej firmy BRÜEL-KJAER typu 1516, w połączeniu z tensometrycznymi czujnikami oporowymi kratowymi typu RL-120/10 o stałej k = 2,15, które przytwierdzone do kształtek pokazano na rysunku 43a,b,c. Badania przeprowadzono w specjalnej komorze z termoregulacją o zakresie temperatur od 200 K do 588 K z dokładnością ±0,5 K. Schemat podłączenia aparatu tensometrycznego z końcówkami czujników na próbce badanej i kompensacyjnej przedstawiono na rysunku 44.

7.5. PROGRAM BADAŃ

W celu wstępnego określenia pierwszego zakresu granicy proporcjonalności program badań został poprzedzony testami po trzy próbki w poszczególnych temperaturach. Typowe wykresy odkształcenia w funkcji obciążenia przedstawiono na rysunku 45. Charakterystyczny zeskok na krzywej wykresu drugiej próbki jest wynikiem przesterowania maszyny w cyklu pracy na zmieniony zakres obciążenia z 9,81 kN na 19,62 kN. Program badań zawarty w tabeli 4 obejmował rozciąganie próbek w czterech temperaturach: 293 K, 273 K, 253 K i 233 K, przy czterech prędkościach rozciągania: 120000^{-1} m/s, 30000^{-1} m/s, 12000^{-1} m/s i 6000^{-1} m/s. Wyznaczenie przyjętych do badań temperatur uzasadnia się tym, że wiele elementów konstrukcji maszyn wykonywanych z tego rodzaju laminatów jest eksploatowanych właśnie w zakresie obranych temperatur. Dla przykładu szybowce, w których obecnie wykonuje się z laminatów zarówno kadłuby, jak i skrzydła oraz usterzenia, eksploatowane w okresie zimowym w warunkach falowych, mogą być narażone na temperatury rzędu 233 K, a eksploatowane w okresie letnim w warunkach termiki bezchmurnej mogą się nagrzewać do temperatury bliskiej 348 K i taki właśnie zakres temperatur był również uwzględniony w prowadzonych wcześniej badaniach [76, 81, 82].



Rys. 45. Charakter przebiegu krzywych obciążenia w funkcji odkształcenia, otrzymywanych z rejestratora maszyny wytrzymałościowej INSTRON

Fig. 45. Character of the course of load curves as a function of strain, obtained from the testing machine INSTRON recorder

Dobrane prędkości rozciągania obejmują zakres prędkości porównywalnych dla tego rodzaju badań, które są zalecane zarówno przez Polską Normę PN-81/C-89034, jak i w normach i literaturze innych krajów [8]. Dla każdego wariantu temperatury i prędkości rozciągania przebadano po sześć próbek. Zgodnie z Polską Normą [115] oraz danymi literaturowymi ilość ta jest wystarczająca dla tego rodzaju materiałów przy właściwie dopracowanej technologii.

Każda próbka poddawana była dwu testom. W pierwszym etapie w określonym przedziale granicy proporcjonalności, w miarę wzrostu obciążenia, rejestrowano wydłużenie i przewężenie próbki, natomiast w drugim określano wielkość maksymalnego naprężenia rozciągającego. Obliczone wyniki badań zestawiono w 72 tabelach. Typowe dane średniego maksymalnego naprężenia na rozciąganie tylko dla temperatury badań 233 K przy prędkości rozciągania 12 000^{-1} m/s (5 mm/min.) zawarto w tabeli 5 dane do obliczeń średniej wartości modułu Younga zestawiono w tabeli 9, dane dotyczące wskazań aparatury tensometrycznej podano w tabeli 11, natomiast dane do obliczeń liczby Poissone'a przedstawiono w tabeli 12.

Tabela 4

Zestawienie próbek do analizy właściwości mechanicznych i superpozycji temperaturowo-prędkościowej

Lp.	Temperatura badań (K)	Prędkość rozciągania (m/s)	Ilość próbek	Ilość testów	U w a g i
1	293	120.000^{-1}	6	12	równolegle do osnowy [II do 0]
2	273	"	6	12	
3	253	"	6	12	
4	233	"	6	12	
5	293	30.000^{-1}	6	12	
6	273	"	6	12	
7	253	"	6	12	
8	233	"	6	12	
9	293	12.000^{-1}	6	12	
10	273	"	6	12	
11	253	"	6	12	
12	233	"	6	12	
13	293	6.000^{-1}	6	12	
14	273	"	6	12	
15	253	"	6	12	
16	233	"	6	12	
17	253	30.000^{-1}	6	12	[⊥ do 0]
18	253	"	6	12	[45° do 0]

7.6. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ

7.6.1. Analiza wytrzymałości na rozciąganie w funkcji temperatury

Średnie wartości maksymalnych naprężeń na rozciąganie dla poszczególnych wariantów temperatury i prędkości rozciągania, z których jeden przedstawiono w tabeli 5, obliczano z zależności:

Tabela 5

Zestawienie danych do obliczeń $\sigma_{z\acute{s}}$ dla próbek rozciąganych w temperaturze 233 K przy prędkości rozciągania 12 000^{-1} m/s

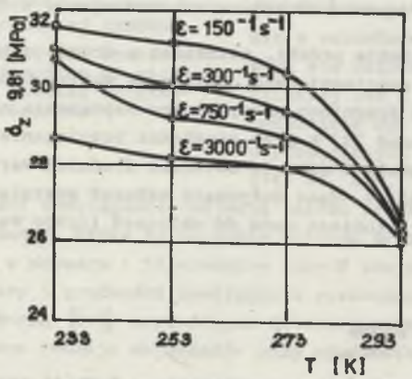
Nr próbki	233.5.003	233.5.03	233.5.19	233.5.35	233.5.51	233.5.76
Wymiary próbki 10^{-3} (m)	2,97x 14,93	2,81x 14,84	2,88x 14,92	2,90x 14,92	2,86x 14,89	2,97x 14,86
Powierzchnia poprzecznego przekroju 10^{-6} (m^2)	44,34	41,70	42,97	43,27	42,59	44,13
Maksymalne obciążenie F_{max} (N)	12458	12164	12900	12361	14862	14126
Naprężenie rozciągające σ_z (MPa)	281,0	291,7	300,2	285,7	349,0	320,1
$\sigma_{z\acute{s}}$ (MPa)	304,6					

$$\sigma_{z\acute{s}} = \frac{1}{i} \sum_{i=1}^{i=6} \sigma_{zi} \quad \text{(MPa)}, \tag{59}$$

gdzie:

σ_{zi} - wielkość maksymalnego naprężenia na rozciąganie dla kolejnego oznaczenia przy i = 1...6.

Średnie wartości z poszczególnych tabel ujęto w zestawieniu zbiorczym w tabeli 6, dla różnych prędkości odkształcenia i różnych temperatur. Zestawione w tej tabeli dane zobranowano wykreślnie na rysunku 46. Zarówno z da-



Rys. 46. Zależność maksymalnych naprężeń rozciągających od temperatury przy różnych prędkościach odkształcenia

Fig. 46. Dependence of maximum tensile stresses on temperature at different strain rates

Tabela 6

Zbiorcze zestawienie danych wytrzymałościowych dla próbek rozciąganych wzdłuż osnowy z różnymi prędkościami i w różnych temperaturach

Temperatura K	Wytrzymałość na rozciąganie (MPa)			
	Dolne i górne odchyłki (%)			
293	255,6	256,0	257,5	260,0
	9,2.10,0	12,4.13,8	11,8.10,9	12,6.14,0
273	274,2	282,0	288,9	298,2
	6,8.6,3	9,0.7,3	4,2.4,1	9,2.6,9
253	277,1	286,9	295,3	306,6
	11,5.7,8	13,8.12,6	15,4.18,1	6,4.9,4
233	282,0	302,2	304,6	310,0
	14,4.10,8	13,8.9,9	7,7.14,5	8,7.5,1
253 Prostopadle do osnowy		198,2		
		11,4.8,9		
253 Pod kątem 45°		120,7		
		7,7.17,5		
Przy prędkości odkształcenia (s^{-1})	3000^{-1}	750^{-1}	300^{-1}	150^{-1}

nych zawartych w tabeli 6, jak i z przedstawionych wykresów wynika, że w miarę obniżania się temperatury, w której przeprowadzano badania, wytrzymałość na rozciąganie wzrasta. W celu możliwości dokonania bardziej szczegółowej analizy procentowego wzrostu wytrzymałości w przedziałach poszczególnych temperatur, przy odpowiednio zmiennych prędkościach odkształcenia, obliczone wyniki zestawiono w tabeli 7. Analizując ujęte w tej tabeli dane należy stwierdzić, że najbardziej intensywny wzrost wytrzymałości na rozciąganie ma miejsce w przedziale temperatur od 293 K do 273 K, gdyż wynosi on przy prędkości odkształcenia przy $\dot{\varepsilon}$ = 150^{-1} s^{-1} w jednym tylko przedziale aż 76,6% przyrostu całego przedziału temperaturowego, który wyraża się wartością 19,2% w odniesieniu do wytrzymałości w temperaturze badań 293 K. Najmniejszy wzrost wytrzymałości odnotowuje się w przedziale od 253 K, w którym wynosi on tylko 1,1% przy $\dot{\varepsilon}$ = 150^{-1}.

Wzrost wytrzymałości w całym przedziale temperaturowym od 293 K do 233 K przy prędkości odkształcenia 3000^{-1} s^{-1} wynosi 10,3%, przy $\dot{\varepsilon}$ = 750^{-1} s^{-1} podwyższa się do 18,0%, przy $\dot{\varepsilon}$ = 300^{-1} s^{-1} do 18,3%, a przy prędkości odkształcenia 150^{-1} s^{-1} wzrasta do 19,2%. Z podanych danych wynika, że wytrzymałość na rozciąganie zdecydowanie wzrasta w miarę obniżania się tempe-

Tabela 7

Procentowa wartość wzrostu wytrzymałości na rozciąganie w zależności od zmiany temperatury przy określonych prędkościach odkształcenia

Przedziały temperatur (K) / Prędkości odkształcenia (s^{-1})	233-253	253-273	273-293	233-293
3000^{-1}	1,8	1,1	7,3	10,3
750^{-1}	5,3	1,7	10,2	18,0
300^{-1}	3,1	2,2	12,2	18,3
150^{-1}	1,1	2,8	14,7	19,2

ratury, w sposób uporządkowany we wszystkich stosowanych prędkościach odkształcenia, przy czym wzrost ten dla prędkości 150^{-1} s^{-1} w stosunku do wzrostu przy $\dot{\varepsilon} = 3000^{-1}$ s^{-1} jest wyższy o 86,4%.

Wzrost wytrzymałości tworzyw wzmacnianych w niższych temperaturach wiąże się z większą spójnością żywicy do elementarnych włókien wzmocnienia, co nadaje materiałowi charakteru bardziej zwartej monolitycznej struktury. Obniżanie się twardości i wytrzymałości tworzyw w miarę wzrostu temperatury, pomijając tworzywa termoplastyczne szczególnie wrażliwe na podwyższone temperatury, uwidacznia się również w tworzywach chemoutwardzalnych, do których zalicza się żywice epoksydowe. Przeprowadzone badania własne na próbkach z żywicy E-53 po pięciu latach naturalnego sezonowania wykazały, że o ile w temperaturze 293 K twardość HB 5/307/60 wynosiła 121,21 MPa, to po podgrzaniu do temperatury 348 K twardość zdecydowanie zmalała i mogła być jedynie zbadana przy niższym obciążeniu podstawowym, osiągając przy HB 5/153/60 wartość 36,98 MPa.

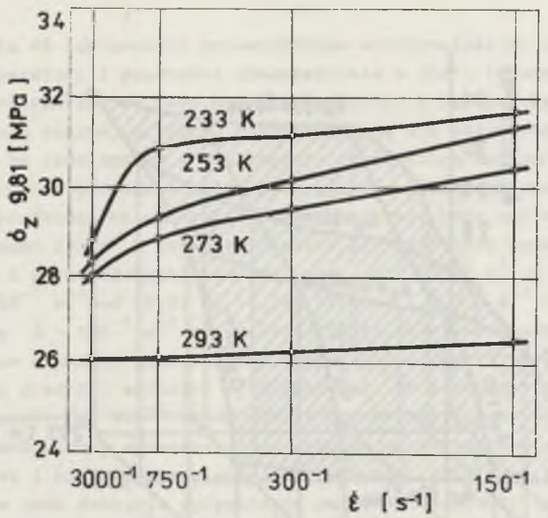
W niższych temperaturach układy głównych łańcuchów stają się bardziej nieruchomione i połączone przez splątanie, co wpływa na zwiększenie spójności i właściwości mechanicznych nie tylko samego spoiwa, ale i tworzywa wzmacnianego.

W wyższych temperaturach następuje rozluźnienie się tych powiązań, co powoduje obserwowane obniżenie się wytrzymałości [1, 76, 94].

Uwzględnienie tego faktu jest szczególnie istotne przy projektowaniu laminatowych konstrukcji, których eksploatację przewiduje się w szerokim zakresie temperatur.

7.6.2. Analiza wytrzymałości na rozciąganie w funkcji prędkości odkształcenia

Z zestawionych w tabeli 6 danych, podających wartości wytrzymałości na rozciąganie przy określonych temperaturach, w poszczególnych przedziałach



Rys. 47. Zależność maksymalnych naprężeń rozciągających od prędkości odkształcenia w różnych temperaturach

Fig. 47. Dependence of maximum tensile stresses on the strain speed at different temperatures

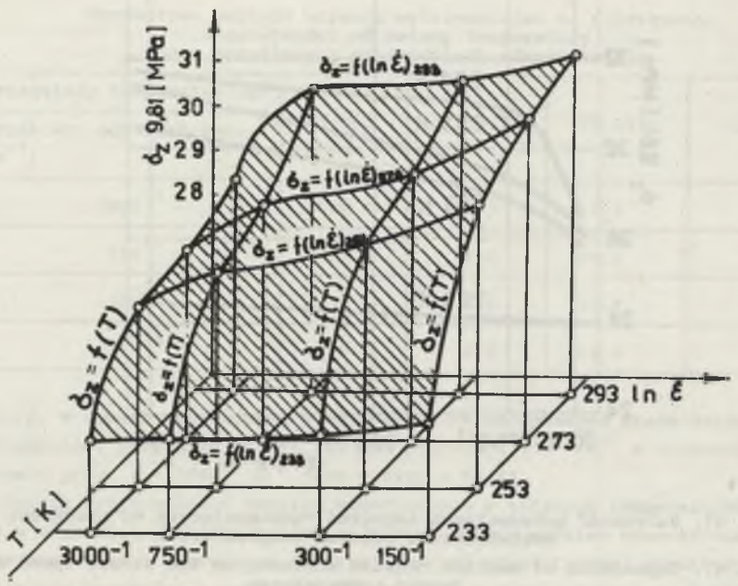
Tabela 8

Procentowe wartości wzrostu wytrzymałości na rozciąganie w zależności od zmiany prędkości odkształcenia przy określonych temperaturach

Przedziały prędkości odkształcenia (s^{-1}) / Temperatury (K)	od 3000^{-1} do 750^{-1}	od 750^{-1} do 300^{-1}	od 300^{-1} do 150^{-1}	od 3000^{-1} do 150^{-1}
233	7,2	0,8	1,8	9,9
253	3,5	2,9	3,8	10,6
273	2,9	2,4	3,2	8,8
293	0,2	0,6	1,0	1,7

zmian prędkości odkształcenia można wnosić, że w miarę wzrostu prędkości odkształcenia, obserwuje się sukcesywny wzrost wytrzymałości. Należy zauważyć, że fakt ten był już sygnalizowany w punkcie 7.6.1, przy analizie wpływu temperatury na wytrzymałość na rozciąganie.

Analizując obliczone i zestawione w tabeli 8 dane oraz charakter krzywych na rysunku 47, daje się zauważyć, że stosunkowo duży przyrost wytrzymałości ma miejsce w niższych temperaturach, przy niskich przedziałach prędkości odkształcenia.



Rys. 48. Powierzchnia obrazująca przestrzennie wyniki przeprowadzonych badań, uzależniająca wytrzymałość na rozciąganie, przy zmiennych wartościach temperatur i prędkości odkształcenia w skali logarytmicznej

Fig. 48. Surface illustrating spacially the results of tests carried aut

Dla przedziału prędkości odkształcenia od 3000^{-1} s^{-1} do 750^{-1} s^{-1} przyrost ten jest wyższy 36-krotnie w temperaturze 233 K w porównaniu do tego samego przedziału prędkości w temperaturze 293 K. Ta proporcja znacznie się zmniejsza dla tego samego przedziału prędkości odkształcenia w wyższych temperaturach i jest 17,5-krotnie większa w temperaturze 253 K i 14,5-krotnie większa w temperaturze 273 K w stosunku do temperatury 293 K.

Ogólnie można stwierdzić, w przedziałach tych samych temperatur, prawie jednakowy wzrost wytrzymałości na rozciąganie w zakresie całego przedziału prędkości odkształcenia, który jest zawarty w granicach od 8,8% do 10,6% z wyjątkiem przyrostu w temperaturze 293 K, gdzie jest on sześciokrotnie niższy, gdyż wynosi 1,7%.

Fakt wzrostu wytrzymałości ze wzrostem prędkości odkształcenia należy tłumaczyć tym, że prawdopodobieństwo zerwania zależy od zmagazynowanej energii sprężystości, przypadającej na elementarne pasemko siatki i im szybciej przebiega proces odkształcenia, tym większe osiąga się naprężenia, zanim przekroczy się tę wartość energii [76, 81, 82, 94]. Odnosi sie to zarówno do tworzyw bez wzmocnienia, jak i tworzyw wzmacnianych, gdyż wychodzi się z założenia, że laminat traktuje się jako zwarty monolit, którego wytrzymałość jest składową poszczególnych komponentów.

Na rysunku 48 zobrazowano przestrzennie wytrzymałość na rozciąganie w funkcji temperatury i prędkości odkształcenia w skali logarytmicznej.

Należy podkreślić, że tego rodzaju laminaty, w których wzmocnieniem jest tkanina o mało zwartej przędzy, charakteryzują się znacznymi odchyłkami wytrzymałości na rozciąganie w odniesieniu do średnich wartości. Analizując pola rozrzutów na podstawie uzyskanych wyników badań dostrzega się, że przy wszystkich prędkościach odkształcenia najmniejsze pola rozrzutów są w temperaturze badań 273 K. W tej temperaturze dla kolejnych prędkości odkształcenia dolne i górne odchyłki wynoszą: przy $\dot{\varepsilon} = 3000^{-1}$ s^{1} od -6.8% do +6.3%, przy $\dot{\varepsilon} = 750^{-1}$ s^{-1} od -0,9% do +7,3%, przy $\dot{\varepsilon} = 300^{-1}$ s^{-1} od -4,2% do +4,1% i przy $\dot{\varepsilon} = 150^{-1}$ s^{-1} od -9,2% do +6,4%. Przy podanych prędkościach odkształcenia w innych przedziałach temperatur odchyłki te wzrastają w odniesieniu do średniej wartości wytrzymałości, do ekstremalnych w temperaturze 253 K przy $\dot{\varepsilon} = 300^{-1}$ s^{1} od -15,4% do +18,1%. Należy podkreślić, że proces technologiczny wytwarzania ma istotny wpływ zarówno na strukturę tworzywa, jak i na jego właściwości mechaniczne, przy czym bardzo istotnym zagadnieniem jest dobranie optymalnych parametrów obróbki termicznej przy utwardzaniu wykonanych części i wyrobów [116].

7.6.3. Analiza wyników badań modułu Younga

Dane średnich wartości współczynników sprężystości wzdłużnej, które dla temperatury badań 233 K przy prędkości rozciągania 12000^{-1} m/s przedstawiono w tabeli 9, obliczano z następujących zależności:

$$E_i = \frac{10^2 \Delta F_i}{S_o \varepsilon_i} \quad \text{(MPa)}, \tag{60}$$

gdzie:

E_i - moduł Younga przy kolejnym oznaczeniu dla i = 1...6,
$\Delta F_i = F_i - F_o$ - wartość narastającego obciążenia (N),
F_i - wartość aktualnego obciążenia (N),
F_o - początkowa wartość obciążenia (N),
S_o - pole poprzecznego przekroju próbki (m^2),
ε_i - procentowe jednostkowe wydłużenie, obliczane ze wzoru:

$$\varepsilon_i = \frac{\Delta l_i}{L_o} p\ 10^2 \quad (\%), \tag{61}$$

gdzie:

Δl_i - przyrost długości przy rozciąganiu (m),
L_o - baza ekstensometru równa 0,025 m,
p - przełożenie ekstensometru wynoszące 1:150.

Tabela 9

Zestawienie danych do obliczeń modułu Younga dla próbek rozciąganych w temperaturze 233 K przy prędkości rozciągania 12000^{-1} m/s

Nr próbki	Powierzchnia poprzecznego przekroju 10^{-6} (m^2)	Obciążenie ΔF_i (N)	Przyrost długości Δl_i 10^{-3} (m)	Wydłużenie względne ε_i (%)	Moduł Younga E_i	Moduł Younga $E_{śt}$
233.5.003	44,35	1962	11,3	0,301	14697	
233.5.03	41,70	1962	10,2	0,272	17298	
233.5.19	42,95	1962	10,7	0,285	16028	
233.5.35	43,25	1962	12,0	0,320	14176	14725
233.5.51	42,60	1962	11,6	0,309	14905	
233.5.76	44,15	1962	14,8	0,395	11250	

Analizując dla wszystkich wariantów badań własnych obliczone i zestawione w tabelach wyniki, należy stwierdzić, że nie można doszukać się zdecydowanej prawidłowości zmian zależności modułu Younga w funkcji temperatury. Prowadzone w tej dziedzinie podobne badania [116, 117] na próbkach laminatowych z żywicy epoksydowej wzmacnianej włóknami z poliamidu wykazały, że wartość modułu Younga w temperaturze 238 K jest wyższa o około 30% od modułu w temperaturze 298 K. Źródła te jednak nie precyzują bliższych danych.

Na podstawie danych, zawartych w poszczególnych tabelach obejmujących kolejne warianty badań, sporządzono zestawienie zbiorcze w tabeli 10, zawierające dla różnych temperatur i prędkości odkształcenia średnie wartości modułu Younga, z uzupełnieniem tych danych o procentowe dolne i górne odchyłki od tych wartości. Z zawartych w tej tabeli danych, jedynie można stwierdzić pewną prawidłowość przy prędkości odkształcenia 3000^{-1} s^{-1}, gdzie w miarę obniżania temperatury badań zmniejsza się moduł Younga, natomiast przy pozostałych prędkościach odkształcenia wartość modułu kształtuje się różnie. Podobnie różnie kształtuje się wartość modułu Younga przy określonych stałych temperaturach i zmieniających się prędkościach odkształcenia.

W miarę wzrostu temperatury, przy danej prędkości odkształcenia, istnieją dwa przypadki, że następuje wzrost modułu Younga, jak to ma miejsce dla prędkości odkształcenia 750^{-1} s^{-1}, gdzie moduł Younga w temperaturze 233 K jest większy o 3,3% w porównaniu do temperatury badań 293 K oraz dwa przypadki gdy jest mniejszy; przy $\dot{\varepsilon} = 3000^{-1}$ s^{-1} moduł, w temperaturze 293 K, jest mniejszy o 15,3%.

Można byłoby tu przedstawić wyniki badań Mokijenko i innych, którzy przy odmiennym tworzywie, o spoiwie z żywicy ED-20 wzmacnianym włóknami z kapronu TU 24-8-842-74, przy nie określonej prędkości odkształcenia, uzyskali wzrost modułu Younga, w temperaturze 238 K w porównaniu do temperatury 298 K, o około 46%.

Tabela 10

Zbiorcze zestawienie wartości modułu Younga w poszczególnych temperaturach i prędkościach odkształcenia

Temperatura (K)	Moduł Younga (MPa)			
	Dolne i górne odchyłki (%)			
293	16677	14862	15990	13930
	26,8-62,9	19,1-36,6	12,3-10,1	18,7-38,0
273	15647	14421	14372	19718
	24,8-32,0	15,6-14,3	21,5-28,0	27,1-44,3
253	14470	15745	16137	15843
	13,2-35,3	29,3-37,1	31,3-64,1	31,3-26,6
233	14126	15353	14725	14274
	20,8-41,3	11,5-7,3	23,3-11,7	22,3-33,3
253 prostopadle do osnowy		11723 / 5,4-13,0		
253 pod kątem 45^o		7421 / 12,1-23,8		
Przy prędkości odkształcenia (s^{-1})	3000^{-1}	750^{-1}	300^{-1}	150^{-1}

Analiza modułu Younga w poszczególnych dwunastu przedziałach wykazuje, że w dziewięciu przypadkach następuje wzrost, a tylko w trzech przypadkach obserwuje się spadek wartości modułu Younga ze wzrostem temperatury.

Analizując z danych zawartych w tabeli 10 kształtowanie się wartości modułu Younga w określonych temperaturach, stwierdza się pięciokrotny wzrost i siedmiokrotny spadek tej wartości, w miarę wzrostu prędkości odkształcenia. Należy również podkreślić, że wartość współczynnika sprężystości wzdłużnej w kierunku prostopadłym do osnowy jest w temperaturze badań 253 K przy prędkości odkształcenia 750^{-1} s^{-1} mniejsza o 25,5% od modułu wzdłuż osnowy, natomiast wartość modułu Younga w tej samej temperaturze i prędkości odkształcenia pod kątem 45^o do osnowy jest mniejsza od modułu wzdłuż osnowy o 53%.

Obserwuje się stosunkowo duży zakres rozbieżności w dolnych i górnych odchyłkach poszczególnych oznaczeń modułu Younga od wartości średniej. Kształtują się one od -5,4% do +13,0% w temperaturze 253 K przy $\dot{\varepsilon} = 750^{-1}$ s^{-1} w wariancie prostopadłym do osnowy i -11,5% do +7,3% w temperaturze 233 K przy $\dot{\varepsilon} = 750^{-1}$ s^{-1} wzdłuż osnowy, aż do wartości od -31,3% do +64,1%

w temperaturze 253 K przy prędkości odkształcenia 300^{-1} s^{-1}, dla wariantu równoległego do osnowy.

7.6.4. Analiza liczby Poissone'a

Przedstawione w tabeli 12 i innych tabelach dla pozostałych wariantów badań wartości liczby Poissone'a obliczano z następującej zależności:

$$\mu_i = \frac{\varepsilon'_i}{\varepsilon_i}, \qquad (62)$$

gdzie:

ε'_i - względne procentowe przewężenie obliczane z następującego wzoru:

$$\varepsilon'_i = c \; s \; 10^2 \quad (\%), \qquad (63)$$

gdzie:

c - wartość odczytana na skali aparatury tensometrycznej,

s - wartość stała wynosząca 10^{-6}.

Wartości wskazań aparatury tensometrycznej odczytywane były dla pięciu ustalonych uprzednio wartości obciążenia, co dla temperatury 233 K przy prędkości rozciągania 12000^{-1} m/s podano w tabeli 11. Dla przyjętej początkowej wartości obciążenia 491 N wskazania wielkości wydłużenia i przewężenia korygowano na skali aparatury, do wartości zerowych.

Tabela 11

Wskazania aparatury tensometrycznej dla próbek rozciąganych w temperaturze 233 K przy pdędkości rozciągania 12000^{-1} m/s

Nr próbki	Wskazania mostka pomiarowego przy obciążeniach (N)				
	491	981	1472	1962	2453
233.5.003	$\frac{90}{0}$	110	190	260	310
233.5.03	$\frac{100}{0}$	110	190	290	390
233.5.19	$\frac{105}{0}$	110	190	260	350
233.5.35	$\frac{110}{0}$	120	240	350	470
233.5.51	$\frac{110}{0}$	100	200	305	430
233.5.76	$\frac{120}{0}$	125	280	360	470

Tabela 12

Zestawienie danych do obliczeń liczby Poissone'a dla próbek rozciąganych w temperaturze 233 K przy prędkości rozciągania 12000^{-1} m/s

Nr próbki	Obciążenie F_i (N)	Wydłużenie ε_i (%)	Przewężenie ε_i (%)	Liczba Poissone'a		
				μ_i	μ	$\mu_{śr}$
233.5.003	981	0,075	0,011	0.147	0,123	0,136
	1472	0,150	0,019	0,127		
	1962	0,225	0,026	0,116		
	2453	0,301	0,031	0,103		
233.5.03	981	0,070	0,011	0,157	0,146	
	1472	0,135	0,019	0,141		
	1962	0,205	0,029	0,141		
	2453	0,272	0,039	0,143		
233.5.19	981	0,070	0,011	0,157	0,135	
	1472	0,140	0,019	0,138		
	1962	0,215	0,026	0,121		
	2453	0,285	0,035	0,123		
233.5.35	981	0,080	0,012	0,150	0,148	
	1472	0,160	0,024	0,150		
	1962	0,240	0,035	0,146		
	2453	0,320	0,047	0,147		
233.5.51	981	0,075	0,010	0,133	0,134	
	1472	0,155	0,020	0,129		
	1962	0,230	0,031	0,135		
	2453	0,309	0,043	0,139		
233.5.76	981	0,100	0,013	0,130	0,129	
	1472	0,195	0,028	0,144		
	1962	0,295	0,036	0,122		
	2453	0,395	0,047	0,119		

Sporządzone zbiorcze zestawienie średnich wartości liczb Poissone'a przy różnych temperaturach i prędkościach odkształcenia ujęto w tabeli 13. Rozpatrując przedstawione w tej tabeli dane, można stwierdzić, że wartości liczb Poissone'a są zróżnicowane minimalnie. Analizując wartości uzyskanych danych w poszczególnych przedziałach przy stałych temperaturach na dwanaś-

Tabela 13

Zbiorcze zestawienie wartości liczby Poissone'a przy różnych temperaturach i prędkościach odkształcenia

Temperatura (K)	Liczba Poissone'a ($\mu_{śr}$)			
293	0,149	0,133	0,138	0,128
273	0,138	0,128	0,139	0,166
253	0,126	0,132	0,134	0,132
233	0,133	0,134	0,136	0,125
253 prostopadle do osnowy	-	0,128		
253 pod kątem 45°	-	0,402	-	-
Przy prędkości odkształcenia (s^{-1})	3000^{-1}	750^{-1}	300^{-1}	150^{-1}

cie przedziałów w miarę wzrostu prędkości odkształcenia, następuje siedmiokrotny wzrost liczby Poissone'a i pięciokrotny jej spadek, natomiast przy stałych wartościach prędkości odkształcenia w miarę wzrostu temperatury wartość $\mu_{śr}$ sześciokrotnie obniża się i sześciokrotnie wzrasta. Analizując wartości liczby Poissone'a przy stałej temperaturze 253 K i prędkości odkształcenia 750^{-1} s^{-1}, można stwierdzić, że wartość $\mu_{śr}$ prostopadle do osnowy jest mniejsza od wartości wzdłuż osnowy o 3%, natomiast wartość $\mu_{śr}$ pod kątem 45°, jest ponad trzykrotnie większa od wartości wzdłuż osnowy wynoszącej 0,132. Odchyłki od wartości średniej w przypadku próbek rozciąganych w temperaturze 233 K przy prędkości odkształcenia 300^{-1} s^{-1} wynoszą od -11,5% do +11,5%.

7.6.5. Analiza statystyczna

Polska Norma [115] określa, że ilość próbek wzmacnianych tkaniną szklaną, zapewniająca wiarygodność uzyskanych wyników, powinna wynosić 5. Źródła radzieckie [39] przewidują do określenia dowolnej mechanicznej charakterystyki przy badaniach tworzyw wzmacnianych tkaniną szklaną od pięciu do sześciu próbek. W miarę wzrostu ilości próbek wyniki stają się bardziej wiarygodne, ale powoduje to jednocześnie wzrost pracochłonności i kosztów badań.

Zastosowanie statystyki matematycznej do przeanalizowania wyników badań pozwala na określenie optymalnej ilości próbek przy założonym optymalnym współczynniku pewności α. Nagromadzone wyniki badań wykazują, że rozrzuty mechanicznych charakterystyk laminatów wzmacnianych tkaniną szklaną odpowiadają normalnemu prawu rozrzutu i układają się według krzywej Gaussa, co

pozwala na korzystanie z tablic rozkładu t-Studenta. Obliczanie dla poszczególnych wariantów badań wartości średniej $\bar{x}$ uzyskiwano z zależności:

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{n=1}^{n} x_i, \tag{64}$$

gdzie:

n - ilość przebadanych w partii próbek,

x_i - uzyskane poszczególne wartości oznaczeń.

Średniokwadratową odchyłkę obliczano ze wzoru:

$$S_n = \sqrt{\frac{\sum_{n=1}^{n} (\bar{x} - x_i)^2}{n - 1}}. \tag{65}$$

Do oceny rozrzutu badań przyjmuje się współczynnik wariacji wyznaczony ze wzoru:

$$w = \frac{S_n}{\bar{x}} 100\%. \tag{66}$$

Jeśli różnicę $\bar{x} - x_i$ określi się jako Δx, to prawdopodobieństwo tego, że uzyskany w doświadczeniu rezultat różni się od rzeczywistego o wielkość nie przekraczającą Δx, zapisuje się w postaci:

$$P(\bar{x} - \Delta x < x < \bar{x} + \Delta x) = \alpha. \tag{67}$$

Prawdopodobieństwo α zwane współczynnikiem pewności stosuje się najczęściej równe 0,95, ale przy bardzo dokładnych badaniach zachodzi konieczność przyjęcia $\alpha = 0,999$. Przedział wartości od $\bar{x} - \Delta x$ do $\bar{x} + \Delta x$ określa się przedziałem ufności. Przy wnioskowaniu na podstawie przedziałów ufności stosuje się zależności zapisane w następującej postaci:

$$\bar{x} - t_{\alpha,n} \frac{S_n}{\sqrt{n}} < x < \bar{x} + t_{\alpha,n} \frac{S_n}{\sqrt{n}} \tag{68}$$

gdzie:

$t_{\alpha,n}$ - wartość odczytana z tabel przy określonym współczynniku pewności i ilości $n - 1$ badanych próbek.

Z zależności (68) wynika, że każda wartość rzeczywista x może być mniejsza od wartości $\bar{x} + t_{\alpha,n} \frac{S_n}{\sqrt{n}}$ lub większa od $\bar{x} - t_{\alpha,n} \frac{S_n}{\sqrt{n}}$ z prawdopodobieństwem α. Można więc twierdzić, że przyjmując współczynnik pewności 0,99, na każde 100 przeprowadzonych identycznych doświadczeń należy oczekiwać, że 99 przedziałów pokryje rzeczywistą wartość α, a jeden przedział wartości α nie pokryje. Należy przy tym zwracać uwagę na znacznie odbiegające od wartości średnich wyniki, które powinny być odrzucane. Ponieważ przy ocenie nietrudno zniekształcić wyniki, zwłaszcza przy małej ilości próbek, należy stosować odpowiednie reguły. Dla ilości próbek n większej od 25 stosuje się regułę trzech sigm, to znaczy, że wynik odrzuca się, gdy spełniona jest nierówność:

$$\left| x_i - \bar{x} \right| > 3 S_n. \tag{69}$$

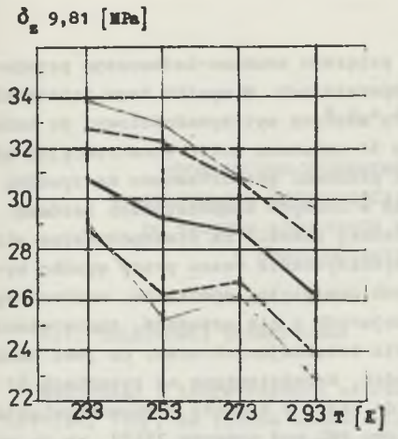
Dla ilości próbek n mniejszej od 25 należy obliczyć bezwzględną wartość:

$$z_i = \left| \frac{\bar{x} - x_i}{S_n} \right|. \tag{70}$$

Gdy obliczone wartości z_i, które dla maksymalnych wartości x_i przyjmują wartość z_q, a dla minimalnych wartości x_i wartość z_d, są większe od wartości z_m odczytanej z tabel dla danej ilości próbek przy określonym $\beta = 1 - \alpha$, to wartość x_i uznaje się za zbyt ekstremalną i należy ją odrzucić. Po odrzuceniu każdej kolejnej wartości x_i należy dokonać ponownych obliczeń przy zmienionej ilości próbek.

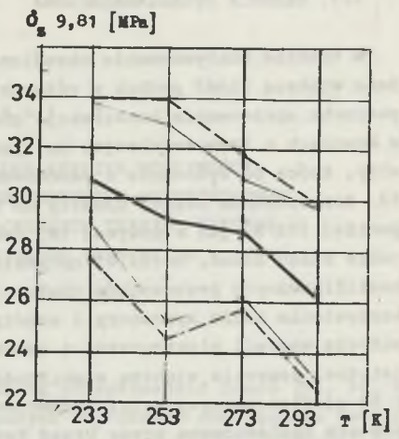
Obliczenia przeprowadzono przy założeniu dwóch współczynników pewności 0,95 i 0,99, przy prędkości odkształcenia 750^{-1} s^{-1}.

Na rysunku 49 ujęto przedziały ufności dla prawdopodobieństwa 0,95 dla poszczególnych temperatur, w których przeprowadzane były badania, a na rysunku 50 dla prawdopodobieństwa 0,99. Linia konturowa środkowa określa średnie wartości wytrzymałości na rozciąganie, linie ciągłe cienkie obejmują maksymalne paktyczne przedziały rozrzutów, natomiast linie przerywane obejmują obliczone według podanych założeń przedziały ufności. Dla prawdopodobieństwa 0,95 dla próbek badanych w całym zakresie temperatur, siedem oznaczeń wychodzi poza obliczone przedziały, a obliczone współczynniki wariacji dla partii próbek przy kolejno wzrastających temperaturach odpowiednio wynoszą: 6,18%, 9,85%, 6,46% i 8,51%. Natomiast dla współczynnika pewności 0,99 wszystkie oznaczenia mieszczą się w obliczonych przedziałach.



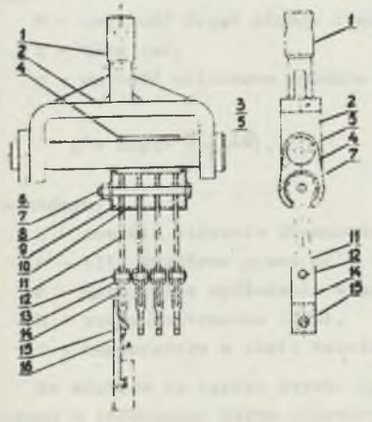
Rys. 49. Przedział ufności dla prawdopodobieństwa 0,95 przy prędkości odkształcenia 750^{-1} s^{-1}

Fig. 49. Confidence interval for 0,95 probability



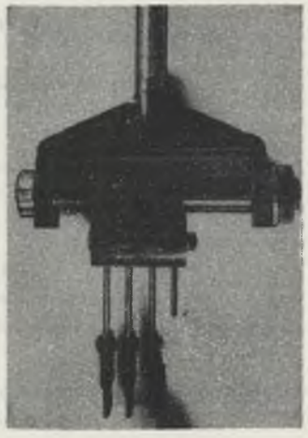
Rys. 50. Przedział ufności dla prawdopodobieństwa 0,99 przy prędkości odkształcenia 750^{-1} s^{-1}

Fig. 50. Confidence interval for 0,99 probability



Rys. 51. Szkic głowicy do maszyny wytrzymałościowej. Oznaczenia części podano w opisie patentowym 75672

Fig. 51. A sketch of the strength testing machine head



Rys. 52. Głowica do maszyny wytrzymałościowej według patentu autora z zamocowanymi próbkami

Fig. 52. Head of the strength testing machine with fixed specimens, according to the autor's patent

7.7. GŁOWICA WYTRZYMAŁOŚCIOWA

W trakcie kontynuowania określonego programu naukowo-badawczego przebadano większą ilość próbek w różnych temperaturach. W wyniku tego zaistniała potrzeba opracowania konstrukcji głowicy maszyny wytrzymałościowej do badań w komorach z termoregulacją. Na rysunku 51 pokazano szkic konstrukcyjny głowicy, którą po wykonaniu z zamocowanymi próbkami przedstawiono na rysunku 52. Zastosowanie takiej głowicy do badań w różnych temperaturach zarówno poniżej 273 K, jak i powyżej tej temperatury pozwala na niewspółmierne skrócenie czasu badań, bardziej optymalne wykorzystanie czasu pracy wysoko wykwalifikowanych pracowników obsługujących precyzyjną aparaturę, większe wykorzystanie tejże aparatury i współpracujących z nią urządzeń, zmniejszenie zużycia energii elektrycznej i substancji oziębiających oraz, co jest bardzo istotne, zapewnia większą stabilność badań. Przedstawiona na rysunkach 51 i 52 głowica maszyny wytrzymałościowej do badań w komorze z termoregulacją została opatentowana przez Urząd Patentowy PRL pod numerem 75672, na co autor otrzymał w dniu 31.08.1977 roku świadectwo autorskie [118, 119].

Rozdział 8

TEORETYCZNO-EKSPERYMENTALNA ANALIZA MOŻLIWOŚCI STOSOWANIA SUPERPOZYCJI TEMPERATUROWO-PRĘDKOŚCIOWEJ DO TWORZYW SZTUCZNYCH WZMACNIANYCH TKANINĄ SZKLANĄ Z UWZGLĘDNIENIEM NISKICH TEMPERATUR

8.1. ZALEŻNOŚCI TEORETYCZNE

Wychodząc z teoretycznych założeń można przeprowadzić dowód [76, 94, 96, 101-104, 120], że liczba wiązań niszczonych w procesie rozciągania tworzywa poniżej temperatury kruchości stopniowo wzrasta i w określonym etapie stanu obciążenia, jedynie N spośród wszystkich N_o pracujących łańcuchów przenosi obciążenie zgodnie z zależnością:

$$N = N_o \exp(-p\omega t), \tag{71}$$

gdzie:

ω - częstość drgań atomów rzędu 10^{23} (1/s),

t - czas (s),

p - wartość obliczona zgodnie z następującym wzorem:

$$p = \exp\left(-\frac{E' - F\delta}{kT}\right), \tag{72}$$

w którym:

E' - energia wiązania chemicznego (J),

F - siła wywołana przez pole naprężeń (N),

δ - maksymalne wydłużenie wiązania przed zniszczeniem (m),

k - stała Boltzmanna (J/K),

T - temperatura w skali Kelvina.

Ze względu na bardzo szybki przyrost funkcji $\exp(p\omega t)$, zniszczenie nastąpi w stosunkowo małym okresie czasu wynoszącym:

$$t = (p\omega)^{-1}. \tag{73}$$

Ponieważ czas można również określić z zależności:

$$t = \frac{\xi}{\dot{\varepsilon}}, \tag{74}$$

gdzie:

$\dot{\varepsilon}$ - wielkość odkształcenia niszczącego,

$\dot{\varepsilon}$ - prędkość odkształcenia (s^{-1}),

po podstawieniu zależności (74) do lewej strony równania (73) i wartości p z zależności (72) do prawej strony tego równania, otrzymamy równanie w postaci:

$$\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}} = \frac{1}{\omega} \exp\left(\frac{E' - F\sigma}{kT}\right). \tag{75}$$

Określając siłę działającą na jedno wiązanie jako:

$$F = \frac{\sigma S}{N_o}, \tag{76}$$

gdzie:

σ - naprężenie (MPa),

S - pole rozciąganego przekroju, przez które przechodzi N pracujących łańcuchów cząsteczek (m^2),

otrzyma się zależność:

$$\frac{\omega \dot{\varepsilon} e^{-E'/kT}}{\dot{\varepsilon}} = e^{-\frac{\sigma S \delta}{TN_o k}}. \tag{77}$$

Określając wielkości:

$\omega \dot{\varepsilon} e^{-E'/kT}$ - jako współczynnik termiczny a_T (1/s),

$\frac{S\delta}{N_o k}$ - jako stałą temperaturową T_o (Km^2/MN),

uzyska się wzór w skróconej postaci:

$$\frac{a_T}{\dot{\varepsilon}} = e^{-\sigma T_o / T}. \tag{78}$$

Ze wzoru (78) zapisanego w postaci:

$$\sigma = -\frac{T}{T_o} \ln\left(\frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}\right), \tag{79}$$

można obliczyć odpowiednie naprężenie na rozciąganie.

Sprawdzona zostanie również zgodność zasady superpozycji temperaturowo-prędkościowej według równania Arrheniusa, które obowiązuje poniżej temperatury zeszklenia.

$$a_T = \exp\left[Q\left(1 - \frac{T_s}{T}\right)\right], \tag{80}$$

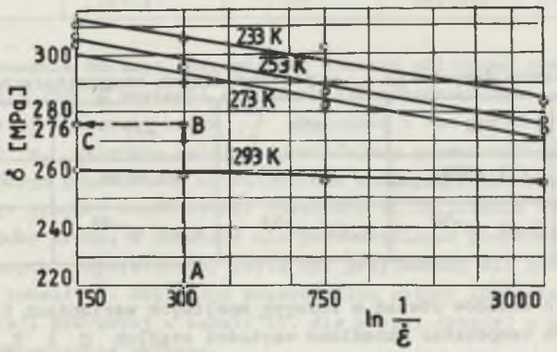
gdzie:

Q i T_s - wielkości stałe dobrane z obliczeń rozwiązujących układy poszczególnych równań.

Współczynnik termiczny a_T oraz stałą temperaturową T_o znajduje się empirycznie. Koncepcja zastosowania superpozycji temperaturowo-prędkościowej do tworzyw wzmacnianych tkaniną szklaną była już przedstawiona i analizowana w poprzednich publikacjach [76, 101-104].

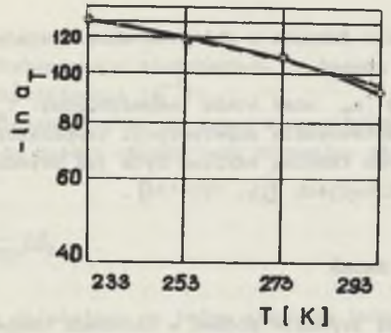
8.2. PROGRAM I WYNIKI BADAŃ

Program badań obejmował zrywanie próbek w czterech temperaturach: 293 K, 273 K, 253 K i 233 K, przy czterech różnych prędkościach rozciągania: 120000^{-1} $m.s^{-1}$, 30000^{-1} $m.s^{-1}$, 12000^{-1} $m.s^{-1}$ i 6000^{-1} $m.s^{-1}$. Badania przeprowadzono na aparaturze przedstawionej w rozdziale 7.4, zrywając dla każdego zestawienia parametrów temperatury i prędkości odkształcenia po sześć próbek. Wyniki badań przedstawiono w tabeli 6. Zgodnie z zależnością wyrażoną wzorem (79) sporządzono wykres przedstawiony na rysunku 53, odmierzając na osi rzędnych wartości wytrzymałości na rozciąganie próbek przy określonych temperaturach, a na osi odciętych podano w skali logarytmicznej odwrotności prędkości odkształcenia. Jak to wynika z wykresów, poprzez naniesione punkty można z pewnym przybliżeniem aproksymować linie proste, co umożliwia rozwiązanie układu równań z dwiema niewiadomymi, w celu wyznaczenia tychże niewiadomych. Interpolując bowiem wyniki badań ujętych w tabeli 6, przy zastosowaniu wzoru (79), można wyznaczyć wartości T_{oi} dla poszczególnych temperatur, w których przeprowadzono badania, a następnie wyliczyć średnią wartość stałej temperaturowej T_o oraz odpowiednią wartość



Rys. 53. Zależność maksymalnych naprężeń rozciągających w funkcji odwrotności prędkości odkształcenia w skali logarytmicznej

Fig. 53. Dependence of maximum tensile stresses as a function of strain rate reverse, logarithmic scale



Rys. 54. Zależność współczynnika termicznego a_T w skali logarytmicznej od temperatury

Fig. 54. Dependence of the thermal coefficient a_T on temperature logarithmic scale

współczynnika termicznego a_T. Obliczone i zestawione w tabeli 14 wartości $-\ln a_T$ można graficznie przedstawić w funkcji temperatury, co pokazano na rysunku 54. Z wykresu przedstawionego na tym rysunku wynika, że funkcja ta jest ciągia i posiada płynny przebieg, co utwierdza w przekonaniu, iż obliczenia zostały przeprowadzone w sposób poprawny. Sprawdzono dodatkowo, w jakim stopniu i przy jakich wartościach stałych wykres współczynnika termicznego a_T w funkcji temperatury uzyskany w wyniku doświadczeń spełnia równanie Arrheniusa zapisane w postaci:

$$T \ln a_T = Q(T - T_s). \tag{81}$$

Tabela 14

Zestawienie danych $-\ln a_T$ w poszczególnych temperaturach

Temperatura (K)	233	253	273	293
$-\ln a_T$	132,4526	119,2972	108,9959	92,4277
a_T	$3,00\ 10^{-58}$	$1,55\ 10^{-52}$	$4,61\ 10^{-48}$	$7,23\ 10^{-41}$

Po rozwiązaniu układów równań w różnych możliwych wariantach każdorazowo dla dwóch różnych temperatur określono wartości stałych Q i T_s. Otrzymana zależność przedstawiona na rysunku 54 linią przerywaną wskazuje na dużą zgodność z wykresem ciągłym.

Wzór (79) można również wyrazić w postaci:

$$-\sigma \frac{T_o}{T} = \ln\left(\frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}\right). \tag{82}$$

Tabela 15

Zestawienie członów równania (82) dla poszczególnych temperatur, prędkości odkształcenia i naprężeń dla wersji pierwszej

Temperatura (K)	σ (MPa)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	$\sigma \frac{T_o}{T}$	$\frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$
233	282,04	1/3000	118,6868	$2,85\ 10^{-52}$
	302,15	1/750	127,1494	$6,02\ 10^{-56}$
	304,60	1/300	128,1804	$2,15\ 10^{-56}$
	310,00	1/150	130,4528	$2,22\ 10^{-57}$
253	277,13	1/3000	107,4016	$2,27\ 10^{-47}$
	286,94	1/750	111,2034	$5,07\ 10^{-49}$
	295,28	1/300	114,4356	$2,00\ 10^{-50}$
	306,56	1/150	118,8071	$2,54\ 10^{-52}$
273	274,19	1/3000	98,4774	$1,70\ 10^{-43}$
	282,04	1/750	101,2968	$1,02\ 10^{-44}$
	288,90	1/300	103,7606	$8,67\ 10^{-46}$
	298,22	1/150	107,1080	$3,05\ 10^{-47}$
293	255,55	1/3000	85,5177	$7,26\ 10^{-38}$
	256,04	1/750	85,6816	$6,15\ 10^{-38}$
	257,51	1/300	86,1736	$3,75\ 10^{-38}$
	259,97	1/150	86,9968	$1,65\ 10^{-38}$

W celu dokonania dalszej szczegółowej analizy obliczono poszczególne człony równania (82) i wartości te podano dla poszczególnych wersji w tabelach. Dla wersji pierwszej człon $\frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$ obliczono w ten sposób, że współczynnik termiczny a_T przyjęto ściśle odpowiadający poszczególnym temperaturom i kolejnym różnym prędkościom odkształcenia w danych temperaturach. Natomiast w wersji drugiej współczynnik termiczny do obliczenia tego członu był przyjmowany jako średni z obliczeń dla poszczególnych prędkości odkształcenia w określonych temperaturach, czyli był przyjmowany dla poszczególnych temperatur z tabeli 14. Obliczone poszczególne człony równania (82) zestawiono dla wersji pierwszej w tabeli 15, dla wersji drugiej w tabeli 16 i sporządzono odpowiednie wykresy.

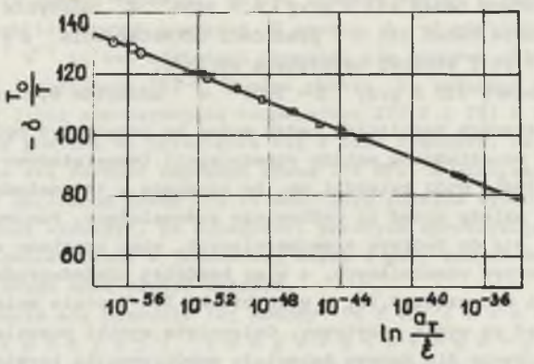
Dane z tabeli 15 zostały przedstawione na rysunku 55, gdzie na osi rzędnych podano wartości członu lewej strony równania (82), na osi odciętych zaś wartości prawej strony równania w skali logarytmicznej. Analizując charakter wykresu można stwierdzić, że aproksymowana prosta pokrywa się prawie

Tabela 16

Zestawienie członów równania (82) dla poszczególnych temperatur prędkości odkształcenia i naprężeń w wersji drugiej

Temperatura (K)	σ (MPa)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	$\sigma \frac{T_o}{T}$	$\frac{a_T}{\dot{\varepsilon}}$
233	282,04	3000^{-1}	118,6868	$9{,}00\ 10^{-55}$
	302,15	750^{-1}	127,1494	$2{,}25\ 10^{-55}$
	304,60	300^{-1}	128,1804	$9{,}00\ 10^{-56}$
	310,00	150^{-1}	130,4528	$4{,}50\ 10^{-56}$
253	277,13	3000^{-1}	107,4016	$4{,}65\ 10^{-49}$
	286,94	750^{-1}	111,2034	$1{,}16\ 10^{-40}$
	295,28	300^{-1}	114,4356	$4{,}65\ 10^{-50}$
	306,56	150^{-1}	118,8071	$2{,}33\ 10^{-50}$
273	274,19	3000^{-1}	98,4774	$1{,}38\ 10^{-44}$
	282,04	750^{-1}	101,2968	$3{,}46\ 10^{-45}$
	288,90	300^{-1}	103,7606	$1{,}38\ 10^{-45}$
	298,22	150^{-1}	107,1080	$6{,}92\ 10^{-46}$
293	255,55	3000^{-1}	85,5177	$2{,}17\ 10^{-37}$
	256,04	750^{-1}	85,6816	$5{,}42\ 10^{-38}$
	257,51	300^{-1}	86,1736	$2{,}17\ 10^{-38}$
	259,97	150^{-1}	86,9968	$1{,}08\ 10^{-38}$

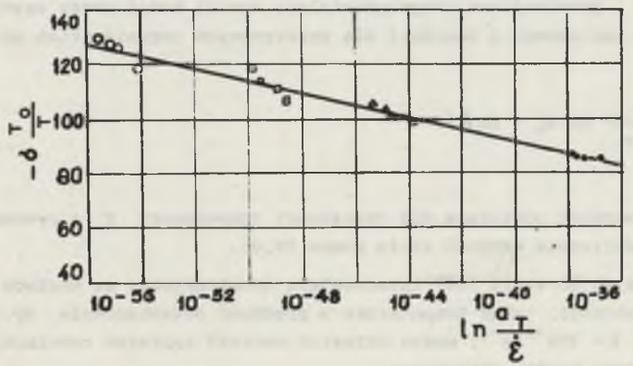
idealnie z punktami uzyskanymi eksperymentalnie. Skłania to do stwierdzenia, że założenia i obliczenia zostały przeprowadzone poprawnie i że zależności teoretyczne pokrywają się z danymi doświadczalnymi. Jest rzeczą charakterystyczną, że na wykresie można zaobserwować wzajemne zachodzenie punktów z różnych grup temperaturowych, jak to ma miejsce dla punktów o temperaturze 233 K przy $\dot{\varepsilon} = 3000^{-1}\ s^{-1}$ oraz dla temperatury 253 K przy $\dot{\varepsilon} = 150^{-1}\ s^{-1}$. Wartości poszczególnych członów równania (82) przedstawione w tabeli 16, naniesiono na wykres pokazany na rysunku 56. Ze względu na przyjęcie w obliczeniach wspólnego współczynnika termicznego, średniego dla poszczególnych temperatur, obserwuje się tu charakterystyczne zgrupowanie punktów w przedziałach danych temperatur oraz fakt, że aproksymowana prosta poprowadzona przez zgrupowania sfer tych punktów nie pokrywa się idealnie z uzyskanymi eksperymentalnie danymi. Dotyczy to zwłaszcza punktów przy skrajnych wartościach prędkości odkształcenia. Największe rozrzuty od aproksymowanej prostej punktów, z których każdy jest średnią arytmetyczną z sześciu pomiarów, wynoszą dla poszczególnych temperatur:



Rys. 55. Zależność członu naprężenia, wartości stałej i temperatury, w funkcji ilorazu współczynnika termicznego i prędkości odkształcenia w skali logarytmicznej, w wersji pierwszej

O - dla temperatury 233 K, □ - dla temperatury 253 K, Δ - dla temperatury 273 K, ● - dla temperatury 293 K

Fig. 55. Dependence of the stress term, constant value and temperature as a function of the thermal coefficient quotient and the strain rate, logarithmic scale, in version one



Rys. 56. Zależność członu naprężenia, wartości stałej i temperatury, w funkcji ilorazu współczynnika termicznego i prędkości odkształcenia w skali logarytmicznej, w wersji drugiej. Oznaczenia jak na rysunku 55

Fig. 56. Dependence of the stress term, constant value and temperature as a function of thermal coefficient quotient and the strain rate, logarithmic scale, in version two

1. Dla temperatury 233 K i $\dot{\varepsilon} = 150^{-1}\ s^{-1}$ odchyłka wynosi 2,6%.
2. Dla temperatury badań 253 K przy $\dot{\varepsilon} = 3000^{-1}\ s^{-1}$ odchyłka wynosi 3,8%.
3. W temperaturze badań 253 K i prędkości odkształcenia $\dot{\varepsilon} = 150^{-1}\ s^{-1}$ odchyłka wynosi 4,2% i stanowi największą wartość.
4. Dla temperatury 253 K przy $\dot{\varepsilon} = 3000^{-1}\ s^{-1}$ odchyłka wynosi 3,7%.

Dla oceny uzyskanych rezultatów badań można by przytoczyć opinię na ten temat jednego ze współtwórców metody superpozycji temperaturowo-prędkościowej Johna Ferry [94]. Otóż twierdzi on, że uzyskane w tej metodzie niedokładności rzędu 10% należy uznać za całkowicie zadowalające. Ponieważ stwierdzenie to odnosi się do tworzyw niewzmacnianych, więc uzyskane wyniki badań w stosunku do tworzyw wzmacnianych, a więc bardziej niejednorodnych, z maksymalną odchyłką wynoszącą 4,2%, a więc blisko 2,5-krotnie mniejszą, należy tym bardziej uznać za wynik pozytywny. Osiągnięte wyniki pozwalają na stwierdzenie, że wyznaczenie dla danego materiału współczynnika termicznego a_T oraz wartości stałej T_o, umożliwia określenie matematycznie, maksymalnych naprężeń rozciągających, w szerokim zakresie temperatur i prędkości odkształcenia, w przedziale stanu szklistego danego materiału. Należy rozumieć, że stan szklisty odpowiada temperaturze przemiany, poniżej której główne łańcuchy danego tworzywa pozostają w stanie unieruchomionym.

8.3. ZASTOSOWANIE PRAKTYCZNE

W praktyce konstrukcyjnej biur projektowych można wykorzystać opracowane teoretyczne i potwierdzone eksperymentalnie wyniki badań przez zastosowanie wzoru (79), zapisanego w dogodnej dla praktycznych inżynierskich obliczeń postaci:

$$\sigma = \frac{T}{T_o}(-\ln a_T + \ln \dot{\varepsilon}), \qquad (83)$$

gdzie:

$\ln a_T$ - wartość odczytana dla określonej temperatury T z rysunku 54,
T_o - obliczona wartość stała równa 98,05.

Podstawiając do wzoru (83) interesującą konstruktora, ze względu na warunki eksploatacji, jakąś temperaturę i prędkość odkształcenia, np.: $T = 283$ K i $\dot{\varepsilon} = 300^{-1}\ s^{-1}$, można określić wartość naprężeń rozciągających, przeprowadzając proste obliczenie:

$$\sigma = \frac{283}{98,05}(101 - 5,7038) = 275,05 \text{ MPa}.$$

Na podkreślenie zasługuje fakt, który nie był dotychczas sygnalizowany w dostępnych naukowych źródłach, że mając opracowane wykresy przedstawione na

rysunku 53, można z dużym przybliżeniem odczytać wartość maksymalnych naprężeń dla danego tworzywa. Na tym rysunku został zilustrowany podany w wyliczeniach liczbowych przykład. Z punktu A od wartości odpowiadającej $\dot{\varepsilon} = 300^{-1}\ s^{-1}$ na osi odciętych prowadzi się pionową (linia przerywana) do wartości temperatury 283 K, a więc punktu B, leżącego w połowie odległości pomiędzy linią aproksymującą temperaturę 273 K i 293 K i od tego punktu prowadzi się poziomą do przecięcia się z osią rzędnych, na której w punkcie C odczytuje się wartość naprężeń równą 276 MPa, a więc wartość prawie identyczną z obliczoną równą 275,05 MPa, gdyż różnica wynosi zaledwie 0,3%. Należy jednak zauważyć, że odległości prostych aproksymujących temperatury nie są rozmieszczone w jednakowej skali i przy innych danych wyjściowych wartość błędu może ulegać zmianie.

Proponuje się nazwanie tej metody "g r a f i c z n ą m e t o d ą s u p e r p o z y c j i t e m p e r a t u r o w o - p r ę d k o ś c i o w e j". Metoda ta jest znacznie łatwiejsza i prostsza od obliczeniowej. Wprowadzając odpowiednie współczynniki bezpieczeństwa, można ustalić dopuszczalne dla danej konstrukcji naprężenia [101, 102, 121].

Rozdział 9

WPŁYW WSTĘPNYCH OBCIĄŻEŃ NA WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE TWORZYW WZMACNIANYCH

9.1. WPROWADZENIE

Tworzywa należą do materiałów odznaczających się "zapamiętywaniem" zjawisk poprzedzających stan bieżący. Kozłow [122] rozróżnia dwa typy pamięci tworzyw: następstwa sprężystego i następstwa nieodwracalnego. Charakter pierwszego typu pamięci można zobrazować na przykładzie cylindrycznej próbki poddanej skręceniu o kąt φ_1 i przetrzymanej w czasie t_1, a następnie skręconej w odwrotnym kierunku o kąt φ_2 i przetrzymanej w czasie t_2. Powrót do początkowego stanu próbki, po ustaniu działania obciążenia odkształcającego, charakteryzuje typ pamięci następstwa sprężystego.

Drugi typ pamięci, polegający na odpowiednim wstępnym obciążeniu próbki określoną ilość razy, co jest nazywane mianem "trenowania" materiału[1)], charakteryzuje typ pamięci następstwa nieodwracalnego, które to zjawisko w stosunku do tworzyw nie jest jeszcze dostatecznie zbadane. Nie poruszają tego tematu również Skudra i Buławs [123] w swej najnowszej pozycji książkowej, poświęconej wytrzymałości tworzyw wzmacnianych. Inne źródła podają w sposób ogólny [2], że poddanie tworzyw wzmacnianych tkaniną satynową powtórnym obciążeniom wpływa na zmianę modułu Younga, natomiast przedział wytrzymałości nie ulega zmianie.

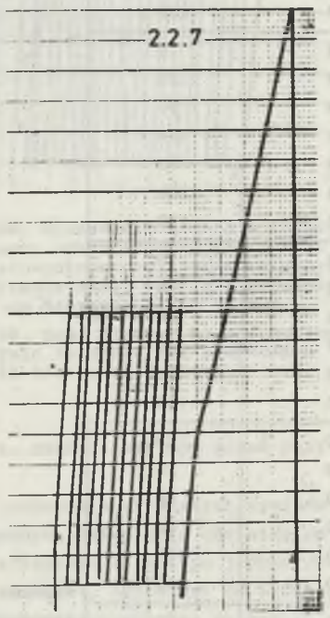
Analiza wpływu wstępnych obciążeń próbek z tworzyw wzmacnianych poddanych naprężeniom rozciągającym na wartość tych naprężeń jest zagadnieniem dość złożonym. Określenie wpływu wstępnych obciążeń zarówno pod względem ilości, jak i wielkości na maksymalne naprężenia rozciągające jest utrudnione głównie dość dużym rozrzutem wytrzymałości tego rodzaju materiałów. Poza tym zarówno przy wyznaczaniu przedziału pierwszej granicy proporcjonalności, jak i wydłużenia jednostkowego oraz modułu Younga dodatkowe niedokładności wynikają z błędów przy aproksymacji prostej do fragmentu wykresu układu rejestrującego, który zwłaszcza przy pierwszym obciążeniu jest najmniej regularny, co rzutuje na błędy przy wyznaczaniu kąta pochylenia tych odcinków.

[1)] Autor uważa, że pojęcie "trenowania" powinno być zastąpione właściwym mianem kondycjonowania przy określonej ilości zmian i wielkości obciążenia.

9.2. MATERIAŁY I APRATURA

Jako komponentów na kształtki do badań zastosowano żywicę epoksydową E-53 oraz tkaniny szklane St 22 i St 25 [124]. Tkanina St 22 stanowiła wzmocnienie próbek poddawanych wstępnemu obciążeniu 981 N i 2 452 N, natomiast tkanina St 25 wchodziła jako komponent próbek poddawanych obciążeniom wstępnym 3 434 N i 5 886 N. Badania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej firmy INSTRON model TT-DM oraz maszynie model 1231 Y-10. Kąt pochylenia wykresów sprawdzano na dużym mikroskopie warsztatowym produkcji PZO, zapewniającym dokładność pomiaru do jednej minuty.

9.3. PROGRAM BADAŃ



Rys. 57. Wykres obciążenia w funkcji przyrostu odkształcenia dla próbki z sześciokrotnym obciążeniem wstępnym na zakresie skali 4905 N i zrywaniu na zakresie skali 9810 N

Fig. 57. Load diagram as a function of strain increase for a specimen with a sixfod initial load at scale range 4905 N, and fracture at scale range 9810 N

Program badań, zestawiony w tabeli 17, obejmował przebadanie 280 próbek w 1475 testach. Program zasadniczy poprzedzony był programem wstępnym [125] oraz poszerzonymi badaniami [126]. Program obejmował przebadanie w klimacie normalnym [127] po dziesięć próbek dla każdego z następujących wariantów:

1 - bez obciążenia wstępnego (rys. 45),
2 - z jednym obciążeniem wstępnym,
3 - z dwoma obciążeniami wstępnymi,
4 - z trzema obciążeniami wstępnymi,
5 - z sześcioma obciążeniami wstępnymi (rys. 57),
6 - z dziewięcioma obciążeniami wstępnymi,
7 - z dwunastoma obciążeniami wstępnymi (rys. 58).

Z pewnymi zmianami wszystkie wymienione w punktach od 2 do 7 warianty były badane przy różnych wielkościach obciążeń wstępnych, a mianowicie:

1 - przy obciążeniach wstępnych 981 N i 2452 N - na maszynie INSTRON, z prędkością rozciągania 30000^{-1} m/s,

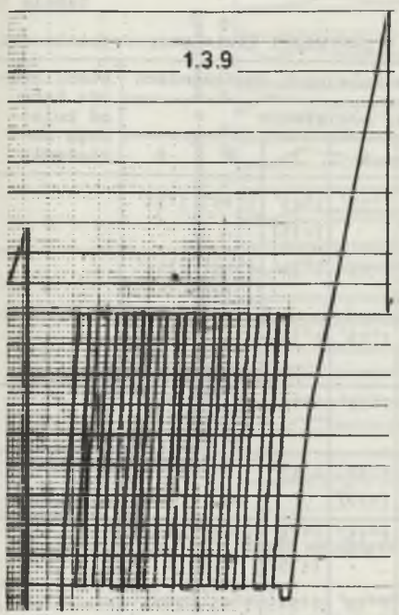
Tabela 17

Zestawienie próbek do analizy wpływu wielkości obciążeń wstępnych i ich ilości na właściwości mechaniczne

Lp.	Wielkość obciążenia wstępnego (N)	Ilość wstępnych obciążeń	Ilość		Uwagi
			próbek	testów	
1	2452	0	5	5	program wstępny
2	2452	3	5	20	
3	2452	9	5	50	
4	981	0	10	10	
5	981	1	10	20	
6	981	2	10	30	
7	981	3	10	40	
8	981	6	10	70	
9	981	9	10	100	
10	2452	0	10	10	
11	2452	1	10	20	
12	2452	2	10	30	
13	2452	3	10	40	
14	2452	6	10	70	
15	2452	9	10	100	
16	2452	12	10	130	
17	3434	0	10	10	
18	3434	1	10	20	
19	3434	2	10	30	
20	3434	3	10	40	
21	3434	6	10	70	
22	3434	9	10	100	
23	5886	1	10	20	
24	5886	2	10	30	
25	5886	3	10	40	
26	5886	6	10	70	
27	5886	9	10	100	
28	5886	12	10	130	Zrywano:
29	3434	3	5	20	niezwłocznie,
30	3434	3	5	20	po 24 godz.,
31	3434	3	5	20	po 144 godz.

2 - przy obciążeniach wstępnych 3434 N i 5886 N - na maszynie 1231 Y-10, z prędkością rozciągania 22222^{-1} m/s.

Celem badań wstępnych było przeanalizowanie, w jakim stopniu ilość wstępnych obciążeń oraz ich wielkość wpływają na wytrzymałość na rozciąganie



Rys. 58. Wykres obciążenia w funkcji przyrostu odkształcenia dla próbki z dwunastokrotnym obciążeniem wstępnym na zakresie skali 4905 N i zrywaniu na zakresie skali 9810 N

Fig. 58. Load diagram as a function of strain increase for a specimen with twelve fold initial load

tworzywa, na charakter krzywej wykresu, a szczególnie na zmianę przebiegu pierwszej granicy proporcjonalności, co wiąże się ze zmianami strukturalnymi i zachodzącym zjawiskiem umocnienia materiału. Analizowano też zmianę kąta pochylenia wykresu w pierwszej fazie proporcjonalności, wartości jednostkowego wydłużenia i modułu Younga oraz wpływ ilości i wielkości obciążeń na wartość górnego granicznego obciążenia F_{gp1}, pierwszej granicy proporcjonalności i stabilizację kąta pochylenia wykresu.

Wartość wstępnych obciążeń dobrano tak, że wynosiły one kolejno około 10% obciążenia niszczącego, która to wartość leży poniżej górnego obciążenia pierwszej granicy proporcjonalności, około 20% i 30% obciążenia niszczącego, przy czym wartości te leżą w dolnej i górnej strefie przegięcia wykresu i około 50% obciążenia niszczącego, a wartości te leżą w drugiej strefie krzywej wykresu.

9.4. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ PRZY OBCIĄŻENIU WSTĘPNYM 981 N

Na podstawie uzyskanych wyników badań można stwierdzić, że dla próbek poddawanych dziewięciu obciążeniom wstępnym o wartości 981 N wytrzymałość na rozciąganie maleje po jednym obciążeniu o 5,7%, po drugim o 18,9%, po trzecim 23,4%, natomiast od szóstego zaczyna wzrastać, gdyż w stosunku do próbek rozciąganych bez wstępnych obciążeń zmniejszenie wytrzymałości wynosi 15,1%. Charakterystyczne są też procentowe górne i dolne odchyłki od średniej wartości wytrzymałości. O ile w partii próbek bez wstępnych obciążeń wynoszą one od -26,6% do +27,6%, to po pierwszym obciążeniu maleją do wartości od -8,0% do +11,6% i podobny rząd wielkości utrzymuje się po trzecim obciążeniu, gdyż wynoszą one od -9,4% do +12,8%. Biorąc pod uwagę dużą niejednorodność struktury laminatu, co wpływa na widoczne różnice w wytrzymałości próbek z różnych płyt, a także próbek wykonanych z tej samej płyty,

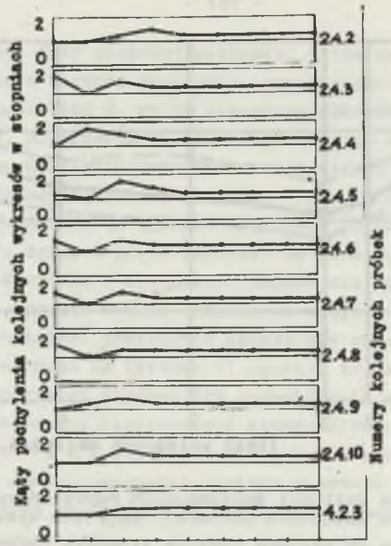
Tabela 18

Zestawienie kątów pochylenia wykresów w pierwszej fazie proporcjonalności

Numer próbki	Pochylenie w stopniach przy kolejnych obciążeniach									Stabilizacja kąta od kolejnego obciążenia
	Odchyłki kąta przy odciążeniu									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
2.4.2	1° (+15)′	1° (+15)′	1°15′	1°30′ (−15)′	1°15′	1°15′	1°15′ (+15)′	1°15′	1°15′	5
2.4.3	1°45′ (−15)′	1°	1°30′	1°15′	1°15′ (+15)′	1°15′	1°15′	1°15′ (+15)′	1°15′	4
2.4.4	1° (+15)′	1°45′ (−15)′	1°30′ (−15)′	1°15′	1°15′ (+15)′	1°15′	1°15′	1°15′	1°15′	4
2.4.5	1°15′ (+15)′	1°	1°45′ (−15)′	1°30′ (−15)′	1°15′	1°15′	1°15′	1°15′ (+15)′	1°15′	5
2.4.6	1°30′ (−15)′	1°	1°30′ (−15)′	1°15′	1°15′ (+15)′	1°15′ (+15)′	1°15′	1°15′	1°15′	4
2.4.7	1°30′	1°	1°30′ (−15)′	1°15′	1°15′	1°15′	1°15′ (+15)′	1°15′	1°15′	4
2.4.8	1°30′	1°	1°15′ (+15)	1°15′ (−15)′	1°15′	1°15′ (−15)	1°15′	1°15′	1°15′ (−15)′	3
2.4.9	1°	1°15′	1°30′ (−15)′	1°15′ (−15)	1°15′ (−15)′	1°15′ (+15)′	1°15′	1°15′	1°15′	4
2.4.10	1° (+15)′	1°	1°30′	1°15′	1°15′ (+15)	1°15′ (+15)′	1°15′	1°15′	1°15′	4
4.2.3	1°	1°	1°15′	1°15′	1°15′ (+15)	1°15′	1°15′	1°15′	1°15′ (+15)′	3

nie można stwierdzić wpływu obciążeń wstępnych na charakter wykresu dla wartości obciążeń poniżej pierwszej fazy proporcjonalności. Wartość średnia z obciążeń dziesięciu próbek, przy których kończy się pierwszy odcinek proporcjonalności F_{gp1}, wynosiła dla próbek bez wstępnych obciążeń 1280 N i tę samą wartość wyników uzyskano po dwu, sześciu i dziewięciu obciążeniach.

Na podstawie danych uzyskanych z wykresów obserwuje się, że stabilizacja kąta pochylenia wykresu w pierwszej fazie proporcjonalności następuje po trzecim, a niekiedy po piątym obciążeniu. Można więc średnio przyjąć, że stabilizacja kąta następuje po czwartym wstępnym obciążeniu, na co wskazują dane zawarte w tabeli 18, jak również na rysunku 59.



Rys. 59. Zmiany kątów pochylenia wykresów dla poszczególnych próbek przy dziewięciu obciążeniach wstępnych o wielkości 981 N

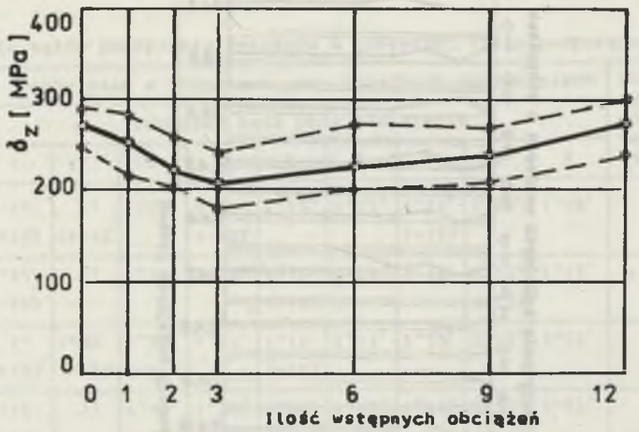
Fig. 59. Changes of the inclination angles of diagrams for individual specimens at nine initial loads of 981 N

Ponieważ przyrosty długości na odcinku pomiarowym próbki są uzależnione od kątów pochylenia wykresów, więc wydłużenie jednostkowe również stabilizuje się po czwartym obciążeniu. Obliczone z zależności (61) procentowe jednostkowe wydłużenie po czwartym obciążeniu wynosi 0,122. To samo dotyczy również modułu Younga, który obliczony dla ustabilizowanego kąta po czwartym obciążeniu, z zależności (60), przyjmuje wartość rzędu 14500 MPa.

9.5. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ PRZY OBCIĄŻENIU WSTĘPNYM 2452 N

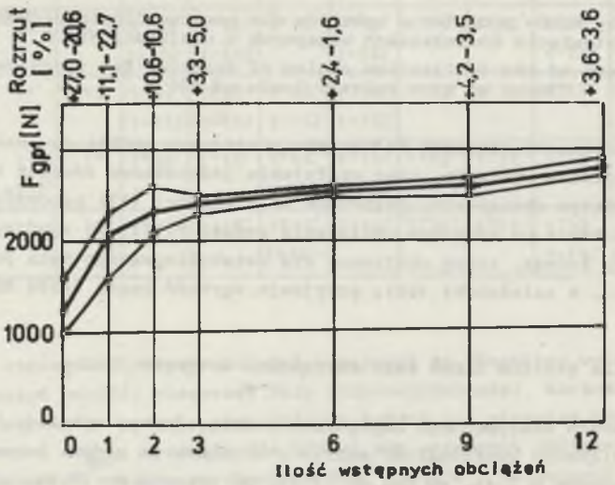
Analiza danych maksymalnego naprężenia rozciągającego wykazuje, że po pierwszym obciążeniu wytrzymałość maleje w stosunku do próbek zrywanych bez obciążeń wstępnych o 7,4%, po dwu do 17,3%, po trzecim do 23,9%, po szóstym do 16,5%, po dziewiątym do 11,8%, natomiast po dwunastym obciążeniu wstępnym wzrasta o jeden procent w stosunku do próbek zrywanych bez obciążeń wstępnych, co przedstawiono na rysunku 60.

Przy próbkach poddawanych obciążeniu 2452 N obserwuje się dużą prawidłowość, polegającą na tym, że w miarę wzrostu ilości wstępnych obciążeń następuje wzrost obciążenia, przy którym wykres zapoczątkowuje przejście z



Rys. 60. Przebieg zmian wartości maksymalnych naprężeń rozciągających w zależności od ilości wstępnych obciążeń, przy ich wielkości 2452 N

Fig. 60. Course changes of maximum tensile stresses depending on the number of initial loads of 2452 N



Rys. 61. Zmiana granicznego obciążenia proporcjonalnego, w pierwszej fazie, od ilości obciążeń wstępnych o wielkości 2452 N. Linie cienkie obejmują praktyczne przedziały rozrzutów, z podaniem wartości liczbowych

Fig. 61. Change of the proportional critical load in the first phase, with the number of initial loads of 2452 N

pierwszej do drugiej fazy proporcjonalności. O ile przy próbkach bez wstępnych obciążeń średnia wartość obciążenia granicznego pierwszej fazy proporcjonalności wynosi 1260 N, to po pierwszym obciążeniu wzrasta ona o 64,3% po drugim do 86,5%, po trzecim do 92,1%, po szóstym do 101,5%, po dziewiątym do 105,6%, a po dwunastym wstępnym obciążeniu do 122,2%, osiągając wartość 2800 N. Przedstawioną zmianę wartości F_{gp1} w funkcji ilości wstępnych obciążeń zilustrowano na rysunku 61. Linie po obu stronach wykresu pogrubionego obrazują dolne i górne odchyłki od wartości średniej F_{gp1}, które to wartości są średnimi z dziesięciu próbek dla każdego wariantu obciążeń. Z podanych na rysunku danych liczbowych wynika, że w miarę wzrostu ilości wstępnych obciążeń, praktyczne przedziały rozrzutów F_{gp1} maleją. Z wykresu przedstawionego na rysunku 51 wynika, że najbardziej optymalną ilością wstępnych obciążeń zarówno dla podwyższenia wartości F_{gp1}, jak i kilkakrotnego zmniejszenia praktycznych przedziałów rozrzutu jest zastosowanie t r z e c h w s t ę p n y c h o b c i ą ż e ń. Zwiększenie ilości obciążeń do sześciu wprawdzie wpływa znacznie na dalsze obniżenie pola rozrzutów, ale dane po dziewięciu obciążeniach mogą wskazywać, że rezultat ten jest przypadkowy.

9.6. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ PRZY OBCIĄŻENIU WSTĘPNYM 3434 N

Wytrzymałość na rozciąganie po pierwszym wstępnym obciążeniu wykazuje wzrost tej wartości o 2,8% w stosunku do średniej wartości dla próbek bez obciążeń wstępnych. Po drugim obciążeniu wartość ta zmniejsza się do +0,4%, po trzecim do -0.8%, po szóstym do +5,7% i po dziewiątym do +2,8%. Obserwuje się tu znaczny wzrost wartości F_{gp1} w odniesieniu do partii próbek bez obciążeń wstępnych, który wynosi po pierwszym obciążeniu 92,8%, po drugim 85,7%, po trzecim 95,7%, po szóstym 128,9% i po dziewiątym 132,1%. Na uwagę zasługuje radykalne zmniejszenie się rozrzutów wartości F_{gp1}. W stosunku do próbek zrywanych bez wstępnych obciążeń średnia wartość zmniejszenia się dolnych odchyłek jest mniejsza czterokrotnie, górnych zaś - siedmiokrotnie.

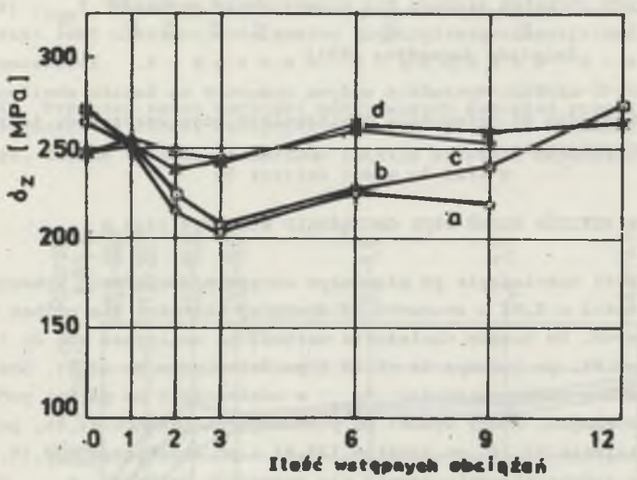
9.7. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ PRZY OBCIĄŻENIU WSTĘPNYM 5886 N

Zmiany wytrzymałości po kolejnych wstępnych obciążeniach o wartości 5886 N w stosunku do próbek zrywanych bez obciążeń wstępnych przedstawiają się następująco: po pierwszym obciążeniu następuje wzrost wytrzymałości o 1,6%, po drugim zmniejszenie się o 4,0%, po trzecim o 2,0%, po szóstym wzrost o 6,9%, po dziewiątym o 4,9% i po dwunastym o 4,5%. Następuje tu również znaczny wzrost górnej wartości obciążenia proporcjonalnego pierwszego odcinka proporcjonalności F_{gp1}, który średnio dla tej samej partii próbek powiększa się w porównaniu do średniej wartości próbek bez obciążeń, po

pierwszym obciążeniu o 87,4%, po drugim o 97,4%, po trzecim o 105,8%, po szóstym o 114,8%, po dziewiątym o 117,2% i po dwunastu obciążeniach wstępnych wzrasta do 125,0%. Pola rozrzutów wartości F_{gp1} dla poszczególnych próbek zrywanych po różnej ilości wstępnych obciążeń oscylują średnio od -4,1% do +4,6%.

9.8. OGÓLNA ANALIZA WYTRZYMAŁOŚCIOWA

Dla bardziej przejrzystego zobrazowania zależności wytrzymałości od ilości wstępnych obciążeń przedstawiono wykreślnie zmiany tych wartości na rysunku 62, dla poszczególnych wartości obciążeń wstępnych, przy czym wykres



Rys. 62. Zależność wytrzymałości na rozciąganie w funkcji ilości i wartości wstępnych obciążeń

o - a - dla obciążeń wstępnych 981 N, □ - b - dla obciążeń wstępnych 2452 N, Δ - c - dla obciążeń wstępnych 3434 N, x - d - dla obciążeń wstępnych 5886 N

Fig. 62. Dependence of the tensile strength as a function of the number and magnitude of initial loads

łamany oznaczony literą "a" - charakteryzuje zależności przy wstępnych obciążeniach 981 N, "b" - dla 2452 N, "c" - dla 3434 N i "d" - dla wstępnych obciążeń 5886 N. Każdy punkt na poszczególnych krzywych tych wykresów jest wartością średnią wytrzymałości z oznaczeń dziesięciu próbek przebadanych w każdym wariancie, po określonej ilości obciążeń wstępnych, czyli treningów w kolejnym n + 1 rozciąganiu - ciągnięciu.

Analizując przebieg krzywych należy stwierdzić, że do czwartego ciągnięcia włącznie następuje spadek wartości wytrzymałości na rozciąganie. Wyjątek stanowi wariant dla obciążenia wstępnego 5886 N, w którym w czwartym ciągnięciu już następuje wzrost wytrzymałości.

W siódmym ciągnięciu we wszystkich wariantach następuje wzrost wytrzymałości, przy czym dla wyższych wartości obciążeń wytrzymałość ta przekracza wartość wytrzymałości w odniesieniu do próbek zrywanych bez wstępnych obciążeń. Tak więc dla obciążenia wstępnego 3434 N wzrost ten wynosi 5,7%, a dla obciążenia 5886 N uzyskuje się 6,9% wzrost wytrzymałości.

Również przy obciążeniu wstępnym 2452 N wytrzymałość od czwartego ciągnięcia wzrasta, osiągając w ciągnięciu trzynastym wartość o 1% wyższą od początkowej.

Zjawisko wzrostu wytrzymałości po obciążeniach wstępnych o wartości 20% do 50% wytrzymałości na rozciąganie należy tłumaczyć uporządkowaniem struktury laminatu, wyrównaniem się naprężeń w elementarnych włóknach nośnika, co w konsekwencji powoduje umocnienie się materiału. Nie można też wykluczyć, że uzyskane wzrosty wytrzymałości są wynikiem charakterystycznego rozrzutu wyników.

Analizując praktyczne przedziały rozrzutu w wytrzymałości, trudno dopatrzeć się prawidłowości, aby wartość lub ilość wstępnych obciążeń, miały w tym zakresie decydujący i jednoznaczny wpływ, niemniej jednak dla niektórych wariantów ze wzrostem ilości obciążeń rozrzut wytrzymałości dość znacznie się zmniejsza.

9.9. ANALIZA KRZYWEJ WYKRESU

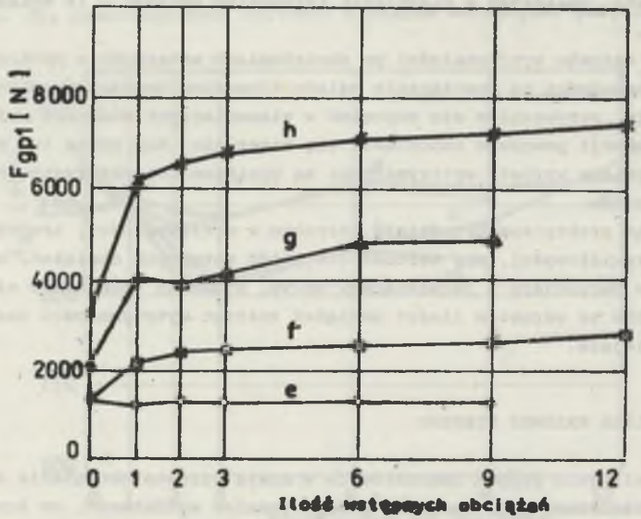
Przy rozciąganiu próbek laminatowych w miarę wzrostu obciążenia następuje do pewnej granicznej jego wartości proporcjonalne wydłużenie, co kreśli pisak rejestratora maszyny INSTRON (rys. 45), a następnie po przekroczeniu tego obciążenia pisak rejestruje łagodny łuk, po którym następuje drugi odcinek prostej odchylonej pod większym kątem, który nie zmienia pochylenia aż do punktu zerwania próbek.

Przyczyną pojawiania się charakterystycznego przegięcia (w literaturze radzieckiej zwanego przełomem) jest naruszenie jednolitości i zwartości monolitycznej materiału w wyniku zerwania więzi pomiędzy wzmocnieniem i spoiwem. W miarę wzrostu obciążenia temu procesowi towarzyszy powstawanie w spoiwie mikropęknięć oraz wyprostowywanie się elementarnych włókien nośnika. Wywołana tym zjawiskiem utrata ciągłości tworzywa uzewnętrznia się obserwowanym na wykresie obciążenia w funkcji przyrostu wydłużenia próbki charakterystycznym przegięciem i wejściem wykresu z pierwszej w drugą fazę proporcjonalności. Jednym z najbardziej podatnych materiałów na powstawanie przegięcia są tworzywa wzmacniane tkaninami szklanymi, obciążone w kierunku ułożenia osnowy lub wątka. Charakterystyczne przegięcie tworzy się bez względu na to, czy we wzmacnianym tworzywie zastosowane zostało spoiwo bar-

dziej kruche, czy też o dużej elastyczności i większym wydłużeniu względnym od materiału wzmocnienia. W danym przypadku o powstaniu przegięcia zadecyduje wyprostowywanie się elementarnych włókien w miejscach przeplotu pasemek wątka i osnowy.

W procesie rozciągania tworzywa wzmacnianego włóknami ciągłymi, gdy obciążenie działa wzdłuż kierunku ułożenia włókien, zachodzi niewielki proces wzajemnego wyprostowywania się włókien względem siebie i na wykresie dostrzegalne jest jedynie minimalne przegięcie.

Należy mieć również na uwadze, że charakter krzywej wykresu może ulegać deformacji w wyniku niedokładności prowadzonego procesu rozciągania lub w wyniku zakłóceń w układzie rejestracyjnym maszyny wytrzymałościowej.



Rys. 63. Zależność granicznego obciążenia pierwszej fazy proporcjonalności od ilości i wartości wstępnych obciążeń

e - dla wstępnych obciążeń 981 N, f - dla wstępnych obciążeń 2452 N, g - dla wstępnych obciążeń 3434 N, h - dla wstępnych obciążeń 5886 N

Fig. 63. Dependence of the critical load of the first phase of proportionality on the number and magnitude of initial loads

Pierwszy odcinek prostej wykresu zwany pierwszą fazą proporcjonalności ograniczony jest od góry wartością obciążenia granicznego F_{gp1}, przy którym zachowana jest jeszcze liniowa proporcja pomiędzy obciążeniem i wydłużeniem, a drugi odcinek - drugą fazą proporcjonalności. Zniszczenie następuje w górnym punkcie wykresu w sposób natychmiastowy, po czym pisak rejestratora po prawie pionowej linii przemieszcza się do poziomu początkowego. Widoczny na drugim wykresie rysunku 45 uskok jest charakterystyczny dla próbek odznaczających się wyższą wytrzymałością i powstaje w wyniku przesterowania maszyny z zakresu 9810 N na 19620 N. Analiza wyników badań obciążenia w pierwszej fazie proporcjonalności wykazała, że kąt pochylenia odcinka linii prostej przy odciążeniu nie wykazuje zmian w porównaniu do kąta przy obciążeniu, co pozwala na stwierdzenie, że ta faza odkształcenia jest fazą sprężystą. Natomiast w przypadku odciążania od obciążenia przekraczającego F_{gp1} następuje zwiększenie się kąta pochylenia odcinka, co świadczy o powstających w tworzywie odkształceniach trwałych [76].

Wyniki badań wpływu ilości i wielkości wstępnych obciążeń na zmianę wartości granicznego obciążenia pierwszej fazy proporcjonalności zostały przedstawione na rysunku 63. Każdy punkt na poszczególnych krzywych łamanych jest średnią arytmetyczną z odrębnej partii dziesięciu poddawanych testom próbek.

Krzywa "e" wykresu jest prawie pozioma, co nie wskazuje na to, aby ilość wstępnych obciążeń o wartości poniżej F_{gp1} wpływała na zmianę wartości obciążenia górnej granicy proporcjonalności.

Przy obciążeniach wstępnych o wielkości na granicy przejścia pierwszego odcinka proporcjonalności w drugi odcinek obserwuje się po pierwszym obciążeniu zdecydowany wzrost wartości F_{gp1}, wynoszący dla tej partii próbek 64,3%, a następnie zachodzi łagodny wzrost, który po dwunastym obciążeniu osiąga wartość 122,2%, co charakteryzuje krzywa "f".

Przy obciążeniach wstępnych 3434 N (krzywa "g") wzrost wartości F_{gp1} w stosunku do próbek zrywanych bez wstępnych obciążeń wynosi po pierwszym obciążeniu wstępnym 92,8%, a po dziewiątym wzrasta do 132,1%. Zbliżony wzrost wartości F_{gp1} widzi się dla próbek poddawanych obciążeniom wstępnym 5886 N, co przedstawiono na krzywej "h". Dla tej wersji wzrost F_{gp1} po pierwszym obciążeniu wynosi 87,4%, a po dwunastym 125,0%. Obserwując przebieg krzywych "f", "g" i "h", stwierdza się systematyczny wzrost wartości górnej granicy obciążenia pierwszej fazy proporcjonalności. Fakt stałego wzrostu tej wartości dla dwóch różnych tworzyw wzmacnianych, przy zastosowaniu różnych wartości obciążeń wstępnych, nakazuje wykluczać jakąś przypadkowość uzyskanych wyników. Pozwala to na sformułowanie twierdzenia, że poddanie próbek z omawianych tworzyw wzmacnianych od jednego do trzech obciążeniom wstępnym, w zakresie od 20% do 50% maksymalnego naprężenia na rozciąganie, wpływa na zwiększenie wartości F_{gp1} o wielkość od 65% do 105%. Fakt ten należy upatrywać głównie w wyprostowaniu się w tworzywie elementarnych włókien wzmocnienia, zwiększeniu się jednorodności struktury materiału oraz jego umocnieniu się.

Jak to wynika z przedstawionej na rysunku 61 ilustracji praktycznych przedziałów rozrzutu, już po pierwszym wstępnym obciążeniu następuje znaczne zmniejszenie się przedziału rozrzutu F_{gp1}. Po trzecim obciążeniu wstępnym rozrzut wartości górnego obciążenia proporcjonalnego pierwszej fazy odcinka wykresu zmniejsza się w stosunku do próbek bez wstępnych obciążeń ponad czterokrotnie w przedziale dolnych odchyłek i ponad ośmiokrotnie w przedziale odchyłek górnych.

9.10. ANALIZA NIEJEDNORODNOŚCI STRUKTURY

Analizując niejednorodność struktury na podstawie próbek wykonanych z czterech płyt, według technologii opisanej w pracy [1], stwierdza się różnice w wytrzymałości na rozciąganie w granicach od -6,5% do +4,1% w stosunku do wytrzymałości średniej, wynoszącej 253,5 MPa. Na tę niejednorodność struktury tworzyw wzmacnianych, wpływającą na stosunkowo duży rozrzut wyników, oddziałują następujące czynniki:

1 - nierównomierność struktury w postaci wewnętrznych pęcherzy powietrznych i porów powierzchniowych otwartych,
2 - mikropęknięcia powstałe w procesie utwardzania,
3 - wady mechaniczne w postaci rys,
4 - niejednomierny naciąg włókien wzmocnienia,
5 - miejscowe zmiany w równomierności rozmieszczenia włókien wzmocnienia w masie tworzywa,
6 - miejscowe różnice w powierzchniowych naciskach utwardzanego tworzywa,
7 - miejscowe różnice w proporcji tkaniny i żywicy,
8 - zmiany adhezji spoiwa do włókien wzmocnienia,
9 - miejscowe odchylenia ukierunkowania włókien osnowy do osi próbki.

9.11. ANALIZA MIKROSKOPOWA

9.11.1. Aparatura

W dążeniu do ustalenia przyczyn dość dużych rozrzutów wytrzymałości tworzyw wzmacnianych, co należy upatrywać między innymi w niejednorodności struktury jako czynniku głównym, na który ma istotny wpływ proces technologiczny wytwarzania, przeprowądzono dla wybranych próbek analizę mikroskopową. Starano się ustalić, jaki wpływ posiada ilość i wielkość wstępnych obciążeń na ewentualne zmiany strukturalne, a szczególnie na możliwości powstawania mikropęknięć.

Analizę przeprowadzono na dużym mikroskopie fotograficznym do obserwacji w odbitym świetle "Neophot 2", firmy Carl Zeiss Jena.

Stosowano powiększenia od 40 do 500 razy. Mimo że aparat ten pozwala na dokonywanie powiększeń do 2000 razy, większe od 500-krotnych powiększenia stawały się mniej ostre, co uniemożliwiało czytelność obrazu.

9.11.2. Program badań

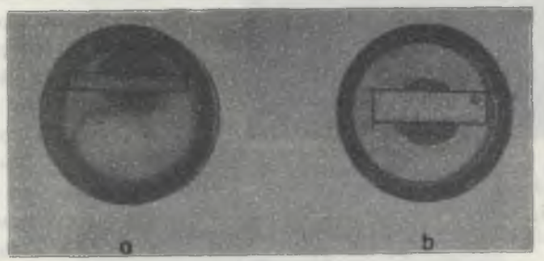
Program badań obejmował analizę mikroskopową wytypowanych charakterystycznych próbek z różnych wariantów wstępnych obciążeń, a mianowicie:

1 - próbka 4.4.2, która po sześciokrotnym wstępnym obciążeniu o wartości 3434 N, a następnie zerwaniu, wykazała najwyższe w danej płycie naprężenia rozciągające, wynoszące 290 MPa,

2 - próbka 4.2.3, z tej samej płyty, która dla tych samych parametrów obciążeń wstępnych wykazała najniższą wartość wytrzymałości na rozciąganie,
3 - próbka 6.4.10, która nie była poddawana żadnemu obciążeniu,
4 - próbka 6.2.9, po jednym obciążeniu wstępnym o wartości 3434 N,
5 - próbka 6.2.10, po trzech wstępnych obciążeniach o wartości 3434 N,
6 - próbka 6.2.11, po dziewięciu wstępnych obciążeniach o wartości 3434 N,
7 - próbka 6.1.5, po trzech wstępnych obciążeniach o wartości 5886 N.

9.11.3. Przygotowanie próbek

Z każdej próbki formowano segmenty, przez przecinanie jej w środku przestrzeni pomiarowej, prostopadle do płaszczyzny próbki i równolegle do osi



Rys. 64. Segmenty próbek do badań mikroskopowych
a - w płaszczyźnie grubości, b - w płaszczyźnie szerokości
Fig. 64. Specimen segments for microscope examinations

rozciągania, uzyskując dzięki temu do obserwacji płaszczyzny na grubości próbki, co pokazano na rysunku 64a. Próbki uprzednio zerwane, przecinanę były w pobliżu strefy zniszczenia. Drugą powierzchnię do analizy uzyskano szlifując i polerując boczną płaszczyznę próbek w przestrzeni pomiarowej na jej szerokości (rys. 64b).

Powierzchnie do obserwacji pod mikroskopem i do wykonywania odbitek powiększeń przygotowywano w wyniku następujących zabiegów:

1) wycinanie segmentów piłką do metali,
2) ustalenie segmentów w stalowych pierścieniach przez zalewanie ich żywicą epoksydową (rys. 64a i 64b),
3) szlifowanie płaszczyzn próbek kolejno papierami ściernymi o ziarnistości: 100, 220, 320, 400, 500 i 600, na przemian równolegle do włókien wątka, a następnie równolegle do włókien osnowy,
4) polerowanie płaszczyzn na filcu powlekanym wodnym roztworem tlenku glinu.

9.11.4. Analiza strukturalna powiększeń

Z wykonanych wielu zdjęć mikroskopowych opisane zostaną niektóre powiększenia o różnym charakterze ujęcia, typowe dla danego rodzaju próbek.

Rys. 65. Próbka 4.4.2 po zerwaniu w powiększeniu 250 razy
Fig. 65. Specimen 4.4.2 after fracture, magnification 250 x

1. Próbka 4.4.2 (rys. 65) po zerwaniu wykazała przy powiększeniu 250 razy na płaszczyznie grubości charakterystyczne pionowe rozwarstwienie o szerokości mikroszczeliny około 1,6 μm. Mikropęknięcie znajduje się między zewnętrzną płaszczyzną próbki i pierwszym pasemkiem włókien osnowy. Widoczne są wzdłużne przekroje elementarnych włókien szklanych o średnicy około 10 μm. W lewej partii powiększenia przy bocznej powierzchni próbki widoczne są w żywicy mniejsze mikropęknięcia przebiegające w różnych kierunkach.

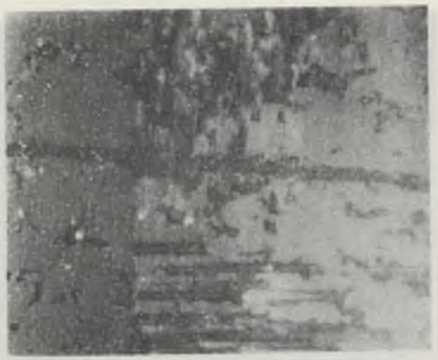
2. Próbka 4.2.3 (rys. 66) po zerwaniu przy powiększeniu 250 razy wykazała charakterystyczny lej zakończony mikropęknięciem. Średnica leja przy eliptycznym pęcherzu gazowym o osiach 540 x 370 μm wynosi około 12 μm. Po lewej stronie w strefie prostopadłych włókien wątka widoczne są mniejsze mikropęknięcia.

3. Próbkę 6.4.10 (rys. 67), bez żadnego obciążenia, w powiększeniu 250 razy pokazano w strefie przeplotu pionowych włókien osnowy z poziomymi wątka, na bocznej płaszczyznie próbki na jej szerokości. Po lewej stronie widoczna jest płaszczyzna żywicy, którą zalano próbkę w metalowym pierścieniu i pozioma biegnąca przez cały obraz rysa, powstała w wyniku zadrapania papierem ściernym. Pomierzone elementarne włókno ma średnicę około 10,8 μm. W pasmie wątka widoczne ciemne pasemka powstały w wyniku wykruszenia się włókien ze spoiwa.

4. Próbka 6.2.9 po jednym wstępnym obciążeniu o wartości 3434 N i powiększana do 2000 razy nie wykazała mikropęknięć. Na rysunku 68 pokazano dwa charakterystyczne pionowe pasma włókien osnowy, przedzielone prostopadłymi do płaszczyzny obrazu włóknami wątka w powiększeniu 250 razy.

5. Próbka 6.2.10 po trzech obciążeniach wstępnych wielkości 3434 N nie wykazała przy powiększeniu do 2000 razy mikropęknięć. Na rysunku 69 pokazano powiększoną 500 razy płaszczyznę na jej grubości, z charakterystycznym

Rys. 66. Próbka 4.2.3 po zerwaniu w powiększeniu 250 razy
Fig. 66. Specimen 4.2.3 after fracture, magnification 250 x



Rys. 67. Próbka 6.4.10 bez obciążeń wstępnych w powiększeniu 250 razy
Fig. 67. Specimen 6.4.10 without initial loads, magnification 250 x

pęcherzem otwartym (porem), o średnicy około 90 μm. Na płaszczyznie żywicy nie widzi się mikropęknięć.

6. Próbka 6.2.11 po dziewięciu obciążeniach o wartości 3434 N powiększana do 2000 razy nie wykazał mikropęknięć. Na rysunku 70 pokazano charakterystycznych pięć pasm elementarnych włókien szklanych osnowy, na prawie całej trzymilimetrowej grubości próbki, w powiększeniu 40 razy. Widać, że poszczególne pasma, z których każde należy do kolejnej warstwy tkaniny szklanej, nie biegną równolegle, ponieważ odchylają się w miejscu przeplotu z pasmami wątka.

Rys. 68. Próbka 6.2.9 po jednym wstępnym obciążeniu 3434 N w powiększeniu 250 razy

Fig. 68. Specimen 6.2.9 after a single initial load of 3434 N, magnification 250 x

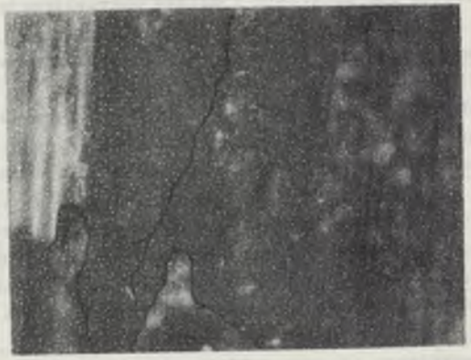
Rys. 69. Próbka 6.2.10 po trzech wstępnych obciążeniach o wartości 3434 N w powiększeniu 500 razy

Fig. 69. Specimen 6.2.10 after three initial loads of 3434 N, magnification 500 x

7. Próbka 6.1.5 po trzech obciążeniach wstępnych o wartości 5886 N przy powiększeniu 500 razy na płaszczyznie na jej szerokości wykazała mikropęknięcia o szerokości około 1,6 μm.
Jest ono widoczne na rysunku 71 po prawej stronie pasma osnowy nad brzegiem owalnego pęcherza o wymiarach 450 x 345 μm. Przypadek ten świadczy o tym, że tego rodzaju próbki laminatowe poddane obciążeniu wywołującemu 50% wartości wytrzymałości na rozciąganie powodują już miejscowe uszkodzenia spójności materiału.

Rys. 70. Próbka 6.2.11 po dziewięciu wstępnych obciążeniach o wartości 3434 N w powiększeniu 40 razy

Fig. 70. Specimen 6.2.11 after nine initial loads of 3434 N, magnification 40 x



Rys. 71. Próbka 6.1.5 po trzech obciążeniach wstępnych o wartości 5886 N w powiększeniu 500 razy

Fig. 71. Specimen 6.1.5 after three initial loads of 5886 N, magnification 500 x

Obserwacje wykazują również, co jest bardzo znamienne, że pierwsze mikropęknięcia powstają w strefie niejednorodności struktury materiału i najczęściej mają swój początek przy mniej regularnej powierzchni pęcherza powietrznego lub na granicy nośnika i spoiwa.

9.12. ANALIZA WPŁYWU CZASU NA WŁAŚCIWOŚCI WSTĘPNIE OBCIĄŻANYCH TWORZYW

W celu sprawdzenia, czy uzyskane w wyniku zastosowania wstępnych obciążeń korzystnie zmienione właściwości laminatu nie zanikają z upływem czasu, przeprowadzono dodatkowe badania ujęte w tabeli 19. Program badań obejmował analizę piętnastu próbek poddanych trzykrotnemu obciążeniu wstępnemu o wartości 3434 N. Pięć próbek zostało zerwanych niezwłocznie po zakończeniu wstępnych obciążeń, pięć zerwano po 24 godzinach, a następne pięć po 144 godzinach. Obliczone na podstawie eksperymentalnych wyników dane przedstawiono w tabeli 19. Z zawartych tu danych wynika, że średnia wytrzymałość na rozciąganie próbek zerwanych po 24 godzinach, w stosunku do próbek zerwanych tuż po wstępnych obciążeniach, wzrosła o 19,1%, natomiast ten sam stosunek do partii próbek zerwanych po 144 godzinach wynosi 17,8%, a więc o ile po 24 godzinach nastąpił wyraźny wzrost wytrzymałości, to po 144 godzinach zmiana jest minimalna, na którą mogły wpłynąć inne właściwości początkowe próbek. Uzyskane dane pozwalają jednak przypuszczać, że wywołane wstępnymi obciążeniami ujednorodnienie struktury laminatu i polepszenie jego właściwości mechanicznych, w miarę upływu czasu nie tylko nie ustępuje, ale m a t e n d e n c j ę d o p o w i ę k s z a n i a s i ę, co można tłumaczyć naturalnym sezonowaniem się materiału i dalszą optymalizacją jego właściwości.

Wzrostu wytrzymałości danego tworzywa wraz z upływem czasu można upatrywać w działaniu kilku mechanizmów. Pierwszy z nich można by wiązać z faktem, że w procesie utwardzania tworzywa nie następuje w stosunkowo krótkim czasie pełne usieciowienie w całej jego objętości. W niezupełnie utwardzonym tworzywie mogą jeszcze następować w znacznie zwolnionym tempie procesy końcowe tworzenia się wiązań międzycząsteczkowych, między innymi pod wpływem takich czynników, jak promieniowanie ultrafioletowe, co wpływa na umocnienie struktury tworzywa i polepszenie jego właściwości mechanicznych.

Zostało stwierdzone, że oprócz nielicznych wyjątków istniejących wśród reakcji łańcuchowych prawie zawsze wzrost temperatury wpływa na wzrost szybkości reakcji. Z doświadczalnej reguły van't Hoffa [128] wynika, że każde obniżenie temperatury procesu o 10 K wpływa na dwukrotne, a nawet czterokrotne zmniejszenie się szybkości przebiegu reakcji.

Drugi mechanizm można by wiązać ze stanem skupienia tworzywa. W stanie płynnym istnieją bardziej ułatwione warunki chemicznego wiązania poszczególnych cząsteczek niż w przypadku tworzywa o zwiększającym się stopniu lepkości. Ustalone metodą stechiometryczną wagowe proporcje żywicy i utwardzacza, zwłaszcza przy niedokładnym wymieszaniu składników, mogą wpływać na zachwianie lokalnych proporcji. Stopniowe przemieszczanie się cząsteczek może powodować, że w miarę utwardzania się tworzywa, proces sieciowania będzie przebiegać w coraz to bardziej zwolnionym tempie, zanikającym w pewnym określonym czasie.

Tabela 19

Zestawienie zmian wytrzymałości na rozciąganie próbek po trzykrotnym obciążeniu wstępnym

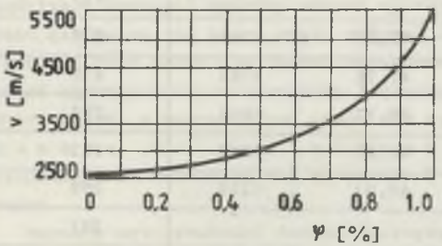
Okres zrywania	Numer próbki	Poprzeczne wymiary próbki 10^{-3} (m)	Pole badanego przekroju 10^{-6} (m)	Obciążenie zrywające 10^{-5} (MN)	Wytrzymałość na rozciąganie (MPa)
Niezwłocznie	3.4.2	14,96 x 2,83	42,34	969	229
	3.3.4	14,82 x 2,85	42,24	895	212
	5.3.10	14,85 x 2,80	41,58	1036	249
	5.4.8	14,78 x 2,79	41,24	1024	248
	5.4.11	14,96 x 2,82	42,19	1042	247
	Wartość średnia				237
Po 24 godzinach	3.4.3	14,96 x 2,81	42,04	1165	277
	3.2.4	14,86 x 2,81	41,76	1165	279
	5.4.10	14,51 x 2,81	40,77	1054	259
	5.3.11	14,81 x 2,80	41,47	1214	293
	5.4.7	14,72 x 2,79	41,07	1226	299
	Wartość średnia				281
Po 144 godzinach	3.4.1	14,86 x 2,86	42,50	1042	245
	3.1.5	14,80 x 2,81	41,59	1177	283
	5.4.9	14,88 x 2,80	41,66	1312	315
	5.1.2	14,35 x 2,82	40,47	1116	276
	6.1.2	14,48 x 2,87	41,56	1128	271
	Wartość średnia				278

Wreszcie inny wariant wzrostu właściwości mechanicznych w miarę upływu czasu, można by upatrywać z procesem wzajemnego przemieszczania się poszczególnych cząsteczek albo ich fragmentów tworzywa w stanie stałym, co między innymi może być wywołane zmianami temperaturowymi, wewnętrznymi naprężeniami, drganiami, czy też omówionym wpływem wstępnych obciążeń, co ma swoje odzwierciedlenie w optymalizacji właściwości strukturalnych i wytrzymałościowych.

Rozdział 10

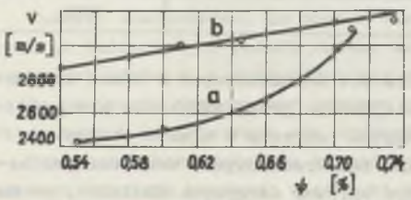
BADANIA WPŁYWU NIEJEDNORODNOŚCI STRUKTURY NA WŁAŚCIWOŚCI TWORZYW

Wśród nieniszczących metod badań, które w różnym stopniu udało się zaadoptować do analizy niejednorodności struktury tworzyw wzmacnianych, wymienia się takie metody [129], jak: ultradźwiękowa, radiograficzna, metoda rozchodzenia się mikrofal, absorbcji w podczerwieni i metoda termiczna. Spośród wymienionych metod na uwagę zasługuje metoda badań tworzyw wzmacnianych przy zastosowaniu ultradźwięków, choć nie jest ona pozbawiona pewnych niedokładności. Przy badaniu tą metodą tworzyw wzmacnianych włóknem szklanym istnieją komplikacje, wynikające z dużych różnic w prędkości rozchodzenia się dźwięku w poszczególnych materiałach, gdyż o ile w żywicy epoksydowej prędkość ta wynosi 2600 m/s, to we włóknach szklanych około 5600 m/s. Można by te cechy wykorzystać do określenia zawartości wzmocnienia szklanego w tworzywie, ale byłoby to zbyt mało dokładne, ze względu na łagodne pochylenie charakterystyki dźwiękowej, w zakresie technicznych proporcji żywicy i szkła, co przedstawiono na rysunku 72 [130]. Wpływ zawartości wzmocnienia szklanego w tworzywie, a więc współczynnika wzmocnienia Φ oraz wpływ zawartości pęcherzy w tworzywie (krzywa a), w stosunku do



Rys. 72. Zależność prędkości fal ultradźwiękowych w funkcji współczynnika wzmocnienia

Fig. 72. Dependence of the ultrasonic waves speed as a function of the strain hardening coefficient



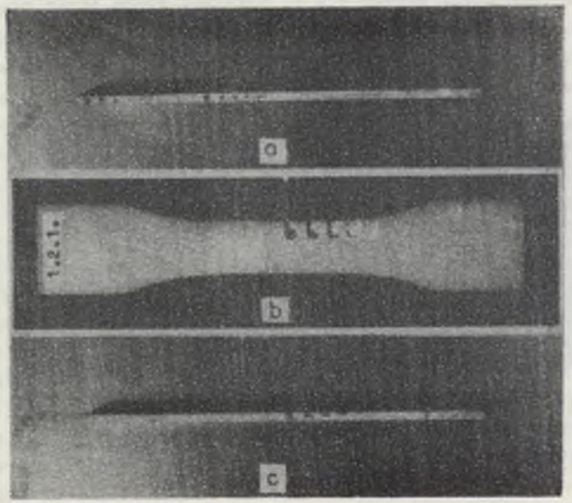
Rys. 73. Różnice w prędkości rozchodzenia się fal dźwiękowych w tworzywie epoksydowym wzmacnianym tkaniną szklaną
a - o strukturze z porami, b - o strukturze bez porów

Fig. 73. Differences in the speed of sonic waves propagation in epoxide plastic reinforced with glass fabric

laminatu bez pęcherzy (krzywa b), przedstawiono na rysunku 73. Oprócz pewnych komplikacji stosowania tej metody do określania pęcherzy, wynikających z różnic rozchodzenia się fal w komponentach tworzywa, niejednorodność struktury powoduje silne tłumienie dźwięku, a ponadto w tworzywach wzmacnianych warstwowo zostaje emitowany impuls dźwiękowy w poszczególnych warstwach tkaniny, który w zależności od grubości warstw jest silniej lub słabiej odbijany. To powoduje, że przy mniejszych wymiarowo pęcherzach są duże trudności w uzyskiwaniu dokładnych i pewnych wyników badań, co spowodowało zastosowanie odmiennych metod badawczych.

10.1. PROGRAM BADAŃ I APARATURA

Program badań obejmował 38 sztuk próbek, które zostały poddane różnym wariantom lokalizacji defektów wewnętrznych i zewnętrznych. Próbki były wykonane z żywicy E-53, wzmacnianej tkaniną St 25, przy zastosowaniu współczynnika wzmocnienia Φ = 53 + 1,5%.



Rys. 74. Kształtka próbna 1.2.1 z kanalikami i otworami
a - widok od strony otworków, b - widok w płaszczyźnie, c - widok od strony kanalików

Fig. 74. Cast profile 1.2.1 with channels and openings

Próbki sprawdzano na zawartość porów wewnętrznych, stosując prześwietlanie promieniami Roentgena z użyciem dwóch zestawów aparatury oraz przez podświetlanie przy użyciu żarówki elektrycznej, stosując specjalnie skon-

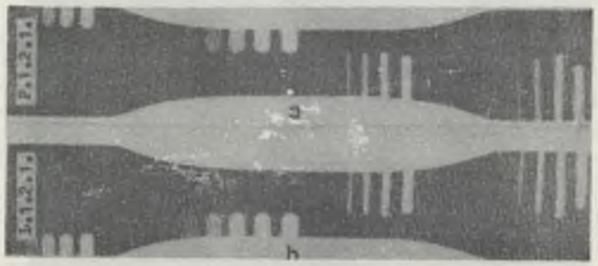
struowane urządzenie. Przeprowadzono też badanie na zawartość porów otwartych, wprowadzając metodę pokrycia powierzchni próbek emulsją tuszu, w celu lokalizacji tych porów i określenia ich powierzchni, a następnie dokonano analizy wytrzymałościowej.

Poszczególnymi warunkami badawczymi sprecyzowano, jakiego charakteru i wielkości defekty mogą być zlokalizowane i w jakim stopniu. W tym celu na jednej z próbek wywiercono od czoła otworki o średnicach: 0,5 mm, 1,0 mm, 1,5 mm, 2,0 mm i 2,5 mm oraz wyfrezowano na bocznych płaszczyznach kanaliki z jednej strony o szerokości 2,5 mm i z drugiej 3,5 mm, o głębokościach: 0,5 mm, 1,0 mm, 2,5 mm, 2,0 mm i 2,5 mm. Próbkę tę w poszczególnych rzutach pokazano na rysunku 74.

Prześwietlania próbek dokonywano na defektoskopie rentgenowskim produkcji węgierskiej typu Liliput 120 oraz na defektoskopie Super - Liliput 200. Charakterystyka tej aparatury została podana w pracy [1].

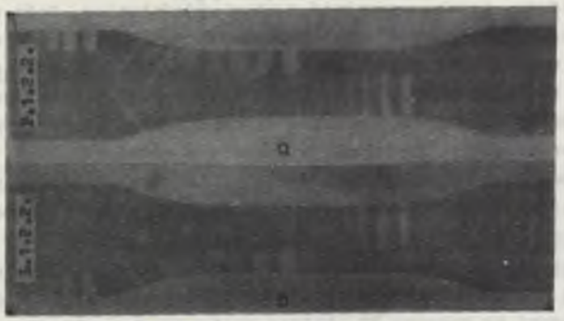
10.2. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ RENTGENOWSKICH

Zdjęcia rentgenowskie próbki 1.2.1, pokazane z obu stron na rysunku 75, pozwalają na stwierdzenie, że stosunkowo wyraźnie są widoczne na kliszy za-



Rys. 75. Zdjęcie rentgenowskie kształtki próbnej 1.2.1
a - od strony prawej, b - od strony lewej
Fig. 75. X-Ray photograph of the cast profile 1.2.1

równo otwory wewnętrzne, jak i zewnętrzne kanaliki, których średnica lub błębokość wynoszą powyżej jednego milimetra. O ile jednak można zaobserwować pewien kontrast większej płaszczyzny kanalików o głębokości 0,5 mm, to już otwory o tej średnicy są praktycznie niewidoczne. Dzieje się tak dlatego, że równolegle biegnące obok siebie pasemka wątka, jak gdyby zlewają się z wykonanym w tym samym kierunku otworkiem, co powoduje zanikanie kontrastu konturów. W celu nadania wiarygodności temu stwierdzeniu w próbce 1.2.2 pokazanej w dwu rzutach na rysunku 76, przewiercono otwory pod kątem około



Rys. 76. Zdjęcie rentgenowskie próbki 1.2.2
a - strona prawa, b - strona lewa
Fig. 76. X-Ray photograph of the cast profile 1.2.2

45° i można stwierdzić, że tego rodzaju otworki o średnicy 0,5 mm są widoczne na kliszy rentgenowskiej.

Zaobserwowane zjawiska pozwalają na stwierdzenie, że w tego rodzaju wzmacnianych tworzywach lokalizacja przy zastosowaniu metod rentgenowskich małych pęcherzyków, mniejszych od odległości poszczególnych pasemek włókna, nie przynosi pozytywnych wyników i jest praktycznie niemożliwa. Dla danego laminatu mogłyby być możliwe do zaobserwowania pęcherzyki o średnicy powyżej jednego milimetra. Teoretycznie mogłoby to wynikać z faktu, że tkanina St 25 posiada 75 ± 3 pasemka wątka na długości 100 mm, czyli jedno pasemko mieści się na szerokości 1,35 mm. Jeśli powstanie w tworzywie otwór o tej średnicy, będzie on pokryty przez równoległe pasemka wątka, w przeciwieństwie do tego otwór o większej średnicy teoretycznie mógłby być dostrzegalny. Ale to teoretyczne uzasadnienie miałoby praktyczne wytłumaczenie w odniesieniu do laminatu składającego się z jednej warstwy tkaniny. Przy laminatach wielowarstwowych pasemka zarówno wątka, jak i osnowy mogą się układać dowolnie, jako wynik wzajemnego usytuowania się pasemek z poszczególnych warstw tkaniny, co może wprowadzać dodatkowe komplikacje. Rozważania te skłaniają do stwierdzenia, że metoda prześwietlania rentgenowskiego daje pozytywne wyniki do lokalizacji defektów o wymiarach odpowiednio przewyższających odległości pasemek wzmocnienia w tworzywie lub też może być stosowana do określania ukierunkowania ułożenia włókien. Obustronne badania rentgenowskie wykazały, że na kliszy widoczne są wypadkowe ukierunkowania włókien ze wszystkich warstw tkaniny na całej grubości próbki, patrz rys. 75. Zdjęcia nie potwierdzają stwierdzenia Schapera [130] mówiącego, że na kliszy rentgenowskiej widoczne są jedynie pasemka warstwy wzmocnienia usytuowanej najbliżej kliszy.

Sformułowane stwierdzenie, że na kliszy rentgenowskiej można lokalizować defekty o wymiarach większych od odległości pomiędzy poszczególnymi pasem-

kami wzmocnienia, trzeba uzupełnić pewnym wyjaśnieniem. Otóż należy przypuszczać, że metoda rentgenowska nie pozwoli na zlokalizowanie nawet dużych odwarstwień między poszczególnymi warstwami wzmocnienia w płaszczyznie prostopadłej do kierunku emisji promieni rentgenowskich. Przeprowadzone w tym zakresie badania potwierdzą być może słuszność tego stwierdzenia. Na podstawie przeprowadzonych tą metodą badań można również wnosić, że są możliwe do zlokalizowania pory, których wymiary w kierunku przepływu promieni rentgenowskich nie są mniejsze od około 15% grubości prześwietlanej próbki.

Klisze rentgenowskie rejestrujące wypadkowe ukierunkowania włókien wzmocnienia we wszystkich warstwach tkaniny, mogą udzielić odpowiedzi na przyczyny różnic wytrzymałościowych badanych próbek. W odniesieniu do próbki 6.2.7, pokazanej na rysunku 77, klisza rentgenowska wykazała, że właśnie

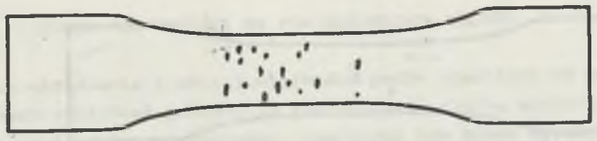
Rys. 77. Zdjęcie rentgenowskie próbki 6.2.7 po zerwaniu
Fig. 77. X-Ray photograph of specimen 6.2.7 after fracture

Rys. 78. Zdjęcie rentgenowskie próbki 4.1.3 po zerwaniu
Fig. 78. X-Ray photograph of specimen 4.1.3 after fracture

w strefie zerwania na skutek niedokładności wykonania zaistniała odchyłka kierunku nici osnowy od osi próbki o kąt 5 stopni. Natomiast zmiana kąta rozciągania od włókien osnowy o 5 stopni może powodować zmniejszenie się wytrzymałości w praktyce o 10%, co daje wytłumaczenie, dlaczego zerwanie tejże próbki nastąpiło w większym o 4,7% przekroju w strefie promienia poza częścią pomiarową. W odróżnieniu od tego, pokazana na rysunku 78 próbka 4.1.3, w której włókna osnowy przebiegają stosunkowo równolegle do jej osi, uległa właściwemu zerwaniu w środkowej części.

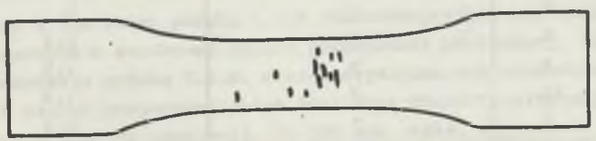
10.3. BADANIA PRZY ZASTOSOWANIU PODŚWIETLANIA

Badania przeprowadzono na specjalnie wykonanym urządzeniu, składającym się z obudowy, w której dolnej części znajdowała się przesuwna oprawa z żarówką o mocy 200 wat, zasilana prądem z sieci. Dzięki przesuwnej oprawie można było regulować optymalną odległość żarówki od zainstalowanej w górnej części obudowy ramki, w której umieszczano sprawdzaną próbkę. Najbardziej optymalną odległość żarówki od próbki ustalono na 100 mm. Stwierdzono, że takie źródło światła w zaciemnionym pomieszczeniu jest wystarczające do wykrywania w laminatowej nie zabarwionej próbce o grubości trzech milimetrów defektów w postaci pęcherzy. Metodę tę można również stosować do próbek z tworzywa o grubości do 10 mm, przy zainstalowaniu źródła światła o mocy 500 W. Zaobserwowane w części pomiarowej na próbce pory przenoszono na szkice kształtek wykonane na kalce technicznej. Najbardziej typowe przykłady próbek pokazano na przedstawionych rysunkach. Na rysunku 79 widać próbkę 5.1.6 o rozrzuconych porach wewnętrznych w całej pomiarowej strefie, objętej wymiarami 35 $\pm$ 0,5 mm długości i 15 $\pm$ 0,5 mm szerokości, przedstawiając dla porównania na rysunku 80 zdjęcie rentgenowskie tejże próbki, które nie pozwoliło na wykrycie tych defektów. Na rysunku 81 pokazano próbkę 5.1.8 o skupionych porach w części powierzchni pomiarowej, a na rysunku 82, próbkę 5.3.5 charakteryzującą się minimalną ilością porów.

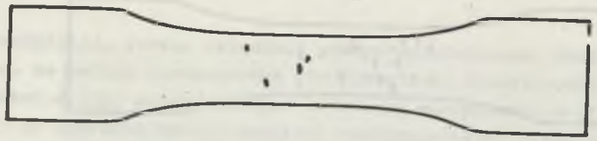


Rys. 79. Próbka 5.1.6 o rozrzuconym układzie porów wewnętrznych w części pomiarowej
Fig. 79. Specimen 5.1.6 with scattered system of inside pores in the measurement part

Rys. 80. Zdjęcie rentgenowskie przedstawionej na rys. 79 próbki 5.1.6
Fig. 80. X-Ray photograph of specimen 5.1.6 presented in Fig. 79



Rys. 81. Próbka 5.1.8 o skupionym w części pomiarowej układzie porów wewnętrznych
Fig. 81. Specimen 5.1.8 with concentrated system of inside pores in the measurement part



Rys. 82. Próbka 5.3.5 o niewielkiej ilości porów wewnętrznych w części pomiarowej

Fig. 82. Specimen 5.3.5 with a small number of pores in the measurement part

Obliczone na podstawie tych szkiców w części pomiarowej próbki powierzchnie pęcherzyków zostały zestawione w tabeli 20. Jednak analizując tylko pory wewnętrzne nie można jeszcze wnioskować o wytrzymałości próbki, gdyż na jej wartość będą również, między innymi, wpływały pory otwarte na obu powierzchniach kształtki.

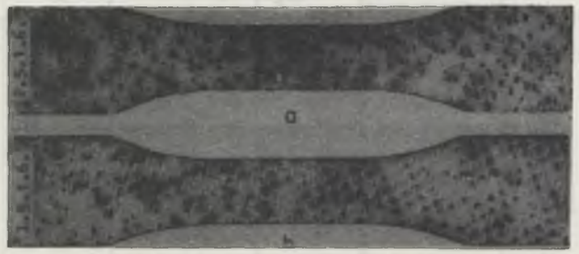
Tabela 20

Zestawienie ilości i powierzchni porów wewnętrznych

Numer próbki	Ilość porów	Suma pól powierzchni porów wewnętrznych w strefie pomiarowej S_w (mm^2)	Stosunek powierzchni porów wewnętrznych do powierzchni strefy pomiarowej (%)
5.1.6	17	15	2,9
5.1.7	19	13	2,5
5.1.8	18	10	1,9
5.1.9	12	8	1,5
5.1.10	15	18	3,4
5.1.11	22	21	4,0
5.2.6	17	14	2,7
5.2.7	18	15	2,9
5.2.8	24	19	3,6
5.2.9	19	15	2,9
5.2.10	16	12	2,3
5.3.4	11	10	1,9
5.3.5	5	3	0,6
5.3.6	10	6	1,2
5.3.7	0	0	0
5.3.8	5	4	0,8
5.4.4	8	8	1,5
5.4.5	10	7	1,3
5.4.6	2	1	0,2

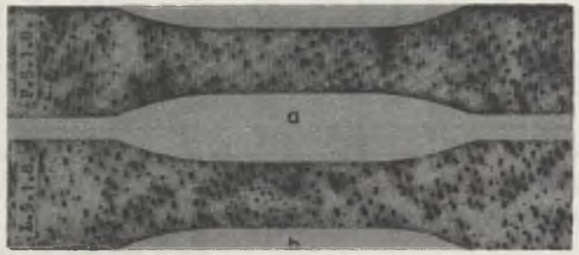
10.4. BADANIE POROWATOŚCI NA POWIERZCHNIACH PRÓBEK

W celu określenia ilości i wielkości porów otwartych na powierzchniach pomiarowych kształtek pokryto te powierzchnie cienką warstwą tuszu, a następnie wypolerowano płaszczyzny, powodując tym samym wypełnienie tuszem otwartych porów, co umożliwiło wyznaczenie ich powierzchni. Na rysunku 83



Rys. 83. Próbka 5.1.6 ze skupionymi porami otwartymi w części środkowej a - strona prawa, b - strona lewa

Fig. 83. Specimen 5.1.6 with concentrated opened pores in central part



Rys. 84. Próbka 5.1.8 ze skupionymi porami otwartymi w pobliżu promieni a - strona prawa, b - strona lewa

Fig. 84. Specimen 5.1.8 with concentrated pores opened in the vicinity of radii

pokazano z obu stron próbkę 5.1.6 charakteryzującą się dużym skupieniem porów otwartych w środkowej części powierzchni pomiarowej, natomiast rysunek 84 przedstawia próbkę 5.1.8, charakteryzującą się stosunkowo małą ilością porów w części pomiarowej (rzut 84a) oraz charakterystycznym zgrupowaniem defektów w pobliżu promienia, co jak się okaże, w procesie rozciągania będzie przyczyną składającą się na zniszczenie próbki w tym miejscu. Wyznaczone ilości porów otwartych na obu powierzchniach próbek oraz ich powierzchnie zostały zestawione w tabeli 21.

Tabela 21

Zestawienie ilości i powierzchni porów otwartych po obu stronach próbki

Numer próbki	Strona numerowana		Strona nienumerowana		Suma pól pow. porów otwartych obu stron próbki S_c (mm^2)	Stosunek sumy pól pow. porów do obu pow. pomiarowych (%)
	ilość porów	suma pól pow. porów otwartych S_1 (mm^2)	ilość porów	suma pól pow. porów otwartych S_2 (mm^2)		
5.1.6	60	29	49	15	44	4,2
5.1.7	50	16	80	40	56	5,3
5.1.8	50	16	70	32	48	4,6
5.1.9	58	24	49	21	45	4,3
5.1.10	97	46	52	24	70	6,7
5.1.11	73	22	45	17	39	3,7
5.2.6	44	16	18	5	21	2,0
5.2.7	62	17	74	30	47	4,5
5.2.8	48	18	65	19	37	3,5
5.2.9	63	24	58	22	46	4,4
5.2.10	51	13	46	21	34	3,2
5.3.4	79	22	86	25	47	4,5
5.3.5	72	15	66	18	33	3,1
5.3.6	53	9	66	21	30	2,9
5.3.7	64	37	47	20	57	5,4
5.3.8	54	16	74	32	48	4,6
5.4.4	55	32	72	50	82	7,8
5.4.5	52	13	58	26	39	3,7
5.4.6	63	28	71	52	80	7,6

10.5. BADANIA WYTRZYMAŁOŚCIOWE

Poddane badaniom opisanym w poprzednich częściach rozdziału próbki zostały sprawdzone na maksymalne naprężenia rozciągające w celu uzyskania możliwości przeanalizowania wpływu porów wewnętrznych i zewnętrznych porów otwartych na wytrzymałość tworzywa wzmacnianego tkaniną szklaną.

Badania przeprowadzono na maszynie ZD-10/90, przy prędkości rozciągania 33333^{-1} m/s, prędkości przesuwu papieru w rejestratorze 2381^{-1} m/s, stosując zakres skali 19,62 kN. Badania prowadzono w temperaturze 293 $\pm$ 2 K, przy wilgotności względnej 65 $\pm$ 5%. Z uzyskanych eksperymentalnie danych obliczone wartości wytrzymałości na rozciąganie zestawiono wraz z łączną ilością porów wewnętrznych i otwartych oraz ich powierzchnią w tabeli 22.

Tabela 22

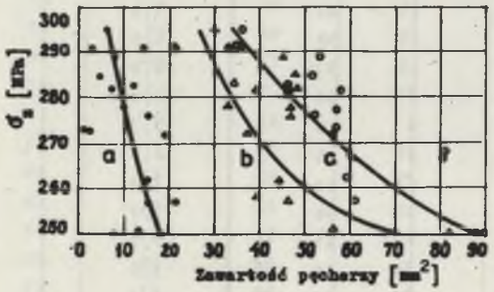
Zestawienie łącznej ilości porów oraz maksymalne naprężenia rozciągające

Numer próbki	Łączna ilość porów wewnętrznych i otwartych	Suma pól powierzchni porów wewnętrznych i zewnętrznych $S_w + S_o$ (mm^2)	Suma stosunku powierzchni porów $S_w + S_o$ do powierzchni pomiarowych (%)	Wytrzymałość na rozciąganie σ_z (MPa)
5.1.6	126	59	7,1	262
5.1.7	149	69	7,8	251
5.1.8	138	58	6,5	282
5.1.9	119	53	5,8	289
5.1.10	164	88	10,1	250
5.1.11	140	60	7,7	257
5.2.6	79	35	4,7	291
5.2.7	154	62	7,4	276
5.2.8	131	56	7,1	272
5.2.9	140	61	7,3	257
5.2.10	113	46	5,5	283
5.3.4	176	57	6,4	278
5.3.5	143	36	3,7	291
5.3.6	129	36	4,1	295
5.3.7	111	57	5,4	273
5.3.8	133	52	5,4	285
5.4.4	135	90	9,3	250
5.4.5	120	46	5,0	282
5.4.6	136	81	7,8	273

10.6. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ

Analizując dane zawarte w tabeli 20 należy stwierdzić, że rozbieżność w ilości i wielkości porów wewnętrznych w części pomiarowej próbki jest znaczna, gdyż istnieją próbki, w których w ogóle nie dostrzega się defektów, jak to ma miejsce w przypadku próbki 5.3.7, ale spotyka się również próbki zawierające 22 pory o powierzchni około 21 mm^2 (próbka 5.1.11), co stanowi 4% powierzchni pomiarowej. Ma to swoje odzwierciedlenie w wytrzymałości na rozciąganie, gdyż o ile próbka 5.3.7 ma wytrzymałość 273 MPa, to wytrzymałość próbki 5.1.11 wynosi 257 MPa, a więc jest o 5,9% mniejsza. Jest rzeczą oczywistą, że nie tylko pory wewnętrzne decydują wyłącznie o wytrzymałości, o czym wymownie świadczą dane zawarte w tabeli 22, z których wynika, że wytrzymałość obu ekstremalnych pod względem zawartości porów wewnętrznych próbek nie odznacza się odpowiednio minimalnymi i maksymalnymi wartościami σ_z.

Podobną sytuację można stwierdzić analizując dane zawarte w tabeli 21, z których wynika, że suma pól powierzchni porów otwartych po obu stronach próbki w części pomiarowej waha się od 21 mm^2 dla próbki 5.2.6, do 82 mm^2 dla próbki 5.4.4, a wartość maksymalnych naprężeń dla próbki pierwszej wynosi 291 MPa, natomiast dla próbki o większej ilości defektów wynosi 250 MPa, a więc jest o około 14% mniejsza. Należy zauważyć, że w danym przypadku próbka o minimalnej powierzchni porów otwartych posiada prawie maksymalną wytrzymałość, natomiast próbka o maksymalnej powierzchni defektów - minimalną.



Rys. 85. Wpływ wielkości powierzchni pęcherzy w tworzywie epoksydowo-szklanym na właściwości wytrzymałościowe

a - dla zawartości pęcherzy wewnętrznych, b - dla zawartości pęcherzy zewnętrznych, c - dla sumy pęcherzy wewnętrznych i otwartych

Fig. 85. The effect of the magnitude of voids surface in an epoxide-glass plastic on its strength

Wyniki z uzyskanych badań zostały zilustrowane wykreślnie. Na rysunku 85 opierając się na naniesionych punktach, poprowadzono krzywe aproksymujące. Krzywa "a" charakteryzuje wpływ powierzchni porów wewnętrznych na wytrzymałość na rozciąganie, krzywa "b" wpływ porów otwartych, natomiast krzywa "c" wpływ sumarycznej powierzchni porów na σ_z. Na rysunku 86 zestawiono w podobny sposób procentowe wartości powierzchni pęcherzy wewnętrznych (krzywa "a") i zewnętrznych (krzywa "b") oraz wartości sumarycznej krzywa "c" odniesionej do części pomiarowej próbki o wymiarach 15 mm szerokości i 35 mm długości.

Analizując sumaryczne wyniki defektów zawarte w tabeli 22, można stwierdzić, że próbka 5.2.6, o mniejszej sumie powierzchni porów wewnętrznych i otwartych wynoszącej 35 mm^2 ma wytrzymałość 291 MPa, a więc tylko o 4 MPa mniejszą od wytrzymałości maksymalnej, natomiast próbka 5.4.4 o największej powierzchniowo ilości defektów posiada najmniejszą wytrzymałość, wynoszącą 250 MPa. Jest rzeczą charakterystyczną, że są to te same próbki, które posiadały ekstremalne wartości powierzchni porów otwartych. Mimo że wielkość defektów w części pomiarowej ma dość wierne odzwierciedlenie w wytrzymałości na rozciąganie, to nie jest to regułą, gdyż przykładowo próbka 5.1.6

Rys. 86. Wpływ procentowej zawartości powierzchni pęcherzy na maksymalne naprężenia rozciągające. Oznaczenia jak na rysunku 85

Fig. 86. The effect of the percentage content of voids surface on maximum tensile stresses

o sumarycznej powierzchni porów 59 mm^2 posiada σ_z = 262 MPa, natomiast próbka 5.4.6 o sumarycznej powierzchni defektów znacznie większej, wynoszącej 81 mm^2, ma wytrzymałość wyższą bo 273 MPa.

Dysproporcję tę można wyjaśnić wieloma innymi rodzajami defektów wyszczególnionych w rozdziale 9.10, jak również przyczyną nieprecyzyjnego zamocowania próbki w uchwytach maszyny wytrzymałościowej, co mogło wpłynąć na pewne przemieszczenie osi próbki względem kierunku obciążenia i pewne zniekształcenie wyników.

Z czynników ujętych w rozdziale 9.10 na uwagę zasługują przyczyny wyszczególnione w punktach 6 i 7. Jeśli powierzchnie płyt dociskowych służące do wykonania laminatowej płyty nie będą idealnie płaskie lub też dokładnie względem siebie ustalone, spowoduje to, że wykonana płyta posiadające określoną ilość warstw tkaniny, która jest głównym nośnikiem obciążenia, będzie w różnych partiach powierzchni posiadała różną grubość, wynikłą z większej ilości wyciśniętej żywicy, co w konsekwencji wpłynie na zmianę stopnia wzmocnienia laminatu i w efekcie różną wytrzymałość. W konkretnym przypadku stosunkowo mniejszą wytrzymałość próbki 5.1.6 można uzasadnić dużą koncentracją porów otwartych w środkowej części strefy pomiarowej, co plastycznie ilustruje rysunek 83a, a co niewątpliwie mogło mieć wpływ na zmniejszenie wytrzymałości w tym przekroju, jako że zniszczenie nastąpiło w tym miejscu.

10.7. ANALIZA WPŁYWU DEFEKTÓW NA WYTRZYMAŁOŚĆ

Zestawione w rozdziale 9.10 czynniki wpływające na niejednorodność struktury mają istotny wpływ na charakter procesu niszczenia i wytrzymałość tworzyw.

W trakcie przeprowadzanych programów badań stwierdza się, że dla próbek z tworzyw wzmacnianych, już przy obciążeniu rozciągającym wynoszącym 20%

obciążenia niszczącego, próbka zaczyna wydawać stopniowo nasilające się, a następnie zanikające trzaski i zachodzi postępująca destrukcja spójności tworzywa, co wpływa na łagodne załamanie się wykresu obciążenia w funkcji wydłużenia i przechodzenie krzywej w drugą fazę proporcjonalności (patrz rys. 45).

Faza akustycznego sygnalizowania jest zdaniem autora związana z występowaniem w tworzywie następujących zjawisk:

1 - powiększania się mikrodefektów i defektów (szczelin, porów), powstałych w procesie formowania i utwardzania,
2 - łączenia się mikrodefektów umiejscowionych w pobliżu siebie, a tym samym gromadzenie się (ogniskowanie się) stref o większej koncentracji defektów,
3 - powstawania w strefach o znacznym nasileniu defektów, przestrzennych siatek defektów strukturalnych,
4 - tworzenia się nowych mikropęknięć, zwłaszcza na styku stref tworzywo-wzmocnienie (patrz rys. 65) lub też w pobliżu istniejących porów (patrz rys. 66 i 71),
5 - efektu rozprostowywania się elementarnych, luźno ułożonych nici, czy też pasemek wzmocnienia,
6 - pękania elementarnych nici wzdłuż kierunku działania obciążenia, głównie tych które w stadium utwardzania tworzywa były najbardziej wyprostowane i poddane zostały początkowemu naprężeniu,
7 - sumującego się efektu poszczególnych zjawisk.

Krasnikow poruszając zagadnienie defektów [131], podaje znany wzór z kinetycznej teorii, a następnie przechodzi do pojęciowych spekulacji z zakresu prawdopodobieństwa, co dość komplikuje te rozważania.

Bardziej fizykalnym opisaniem tego zagadnienia może być posłużenie się jako typowym modelem konkretnym przykładem dowolnej próbki, pokazanej na rysunku 79 lub 84, w której objętości są widoczne rozrzucone charakterystycznie zogniskowane przestrzenne defekty i powiązanie tego stanu przez określenie pola naprężeń w płaszczyznie sferoidalnych defektów w postaci:

$$\sigma(\varrho) = \sigma_o \left\{ \frac{\varkappa}{2(1+u_o^2)u^3} + \left[\frac{\varkappa}{u_o^2} \left(\frac{1+2u_o^2}{1+u_o^2} - 1 \right) - \lambda(1-2\mu) \right] \left(\operatorname{arctg} u - \frac{1}{u} \right) \right\}, \qquad (84)$$

gdzie:

μ - liczba Poissone'a,

$$\varrho = \frac{r}{r_o},$$

$$u_o = \frac{c}{\sqrt{1-c^2}},$$

$$u = \sqrt{\frac{\varrho^2}{1-c^2} - 1},$$

$$c = \frac{h_o}{r_o}.$$

Parametry $\varkappa$ i λ wyznacza się z układu równań:

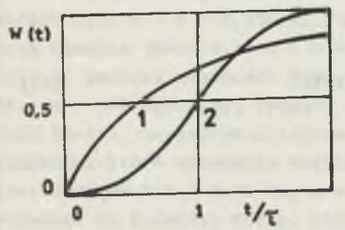
$$\lambda(1-2\mu)\cdot(w_1+w_2) - \varkappa\left[\frac{w_1}{1+u_o^2} + \mu\frac{w_2}{u_o^2} - \frac{u_o^2(4-2\mu)+1}{2u_o^3(1+u_o^2)^2}\right] = 1, \qquad (85)$$

$$\lambda(1-2\mu)w_1 + \varkappa\left[w_1\left(\frac{1-\mu}{u_o^2} - \frac{\mu}{1+u_o^2}\right) + \frac{1}{2u_o^3(1+u_o^2)^2}\right] = 0, \qquad (86)$$

gdzie:

$$w_1 = 0{,}5\left(\operatorname{arcctg} u_o - \frac{u_o}{1+u_o^2}\right),$$

$$w_2 = \frac{1}{u_o} - \operatorname{arcctg} u_o.$$



Rys. 87. Prawdopodobieństwo zerwania spójności

1 - dla elementarnej więzi, 2 - dla złożonego połączenia

Fig. 87. Probability of cohesion failure

Można tak dobrać poszczególne wielkości, uzależnione zarówno od zagęszczenia defektów, średnich promieni r_o i wysokości h_o, które pozwolą na wyliczanie dla danego tworzywa średnich naprężeń, choć trzeba stwierdzić, że bardziej praktyczne jest zastosowanie wzoru (21).

Analizując prawdopodobieństwo zniszczenia elementarnej więzi w tworzywie, przy stałym w czasie obciążenia, można tego dokonać za pomocą zależności (87), co zostało zilustrowane wykreślnie linią 1 na rysunku 87.

$$W(t) = 1 - \exp\left(-\frac{t}{\tilde{\tau}}\right). \qquad (87)$$

Parametr $\tilde{\tau}$ z zależności (87) wyznacza średni czas do momentu zniszczenia elementarnej spójności i można go wyznaczyć ze wzoru:

$$\tau = \tau_o \exp\left(\frac{U_o - \gamma\sigma}{kT}\right), \tag{88}$$

gdzie:

τ_o - okres drgań atomów,
U_o - energia aktywacji,
γ - współczynnik związany z naprężeniem,
σ - średnie naprężenie,
k - stała Boltzmanna,
T - temperatura w skali Kelvina.

Prawdopodobieństwo zniszczenia złożonych połączeń, składających się z poszczególnych elementarnych więzi, można traktować w odniesieniu do całej próbki i opisać następująco:

$$W(t) = 1 - \exp\left[-\left(t - \frac{\vartheta}{u}\right)^{\eta}\right], \tag{89}$$

gdzie:

ϑ, η i u - parametry rozkładu.

Niejednorodność struktury można określić za pomocą rozkładu gęstości β i na podstawie zależności (88) otrzymuje się:

$$f(\ln\tau) = \frac{kT}{\delta}\beta\left[\frac{(\ln\tau_o - \ln\tau)kT + U_o}{\sigma}\right]. \tag{90}$$

Mając dany rozkład $f(\ln\tau)$, związek na prawdopodobieństwo można w rezultacie uogólnić w postaci:

$$W(t) = \int_{-\infty}^{\infty}\left\{1 - \exp\left[-\frac{t}{\exp(\ln\tau)}\right]\right\} f(\ln\tau)\, d(\ln\tau). \tag{91}$$

Rozdział 11

BADANIA ZALEŻNOŚCI POMIĘDZY TWARDOŚCIĄ TWORZYW I WYTRZYMAŁOŚCIĄ

Stale wzrastające zastosowanie tworzyw wzmacnianych na pracujące elementy maszyn często stwarza potrzebę, a niekiedy nawet konieczność ustalania metodą nieniszczącą właściwości wytrzymałościowych tych właśnie tworzyw, ze względu na brak możliwości wykonania z identycznego materiału kształtek do prób.

Rozwiązania tego problemu można upatrywać przez zastosowanie metody sprawdzania twardości tworzyw na konkretnych elementach maszyn i urządzeń i na tej podstawie (podobnie jak ma to miejsce dla materiałów stalowych, dla których istnieją odpowiednie współczynniki przeliczeniowe) wyznaczanie przybliżonej wytrzymałości.

Wśród wielu metod pomiaru twardości, takich jak: Vickersa, Rockwella, Shore'a, Jonesa i Schoppera najszersze zastosowanie do tworzyw zyskała sobie metoda Brinella.

Zgodnie z Polską Normą [132] jak i ujednolicaniem metod pomiarów w krajach RWPG zaleca się stosowanie kulki o średnicy 5 mm przy wstępnym obciążeniu jednego kilograma (norma wydana w 1968 roku), a więc 9,81 N, przy czym mierzy się zagłębienie kulki w tworzywie w stanie obciążonym. Należy dobrać tak obciążenie podstawowe, aby wielkość zagłębienia h mieściła się w granicach $0{,}13\ d > h > 0{,}036\ d$, która to zależność została w pracy [133] podaną błędnie jako: $0{,}13\ d < h < 0{,}036\ d$. Powszechnie stosowane w kraju aparaty do pomiaru twardości typu HP 250 mają wstępne obciążenie 10 kG, a więc 98,1 N i nie spełniają wymagań wymienionej normy. Instrukcja fabryczna aparatu AS-111, na którym przeprowadzono badania, zaleca dobranie takiego obciążenia, które spowoduje zagłębienie kulki o średnicy $d = 5$ mm w zakresie: $0{,}35\ \text{mm} > h > 0{,}15\ \text{mm}$, a więc jest to wymaganie bardziej zawężone w stosunku do Polskiej Normy, które dla kulki 5 mm wynosi: $0{,}65\ \text{mm} > h > 0{,}18\ \text{mm}$. Dobrana wartość obciążenia podstawowego 307 N spełniała w tym zakresie wymagania zarówno Polskiej Normy, jak i instrukcji fabrycznej.

11.1. PROGRAM BADAŃ I APARATURA

Program badań obejmował sprawdzenie twardości dziesięciu próbek wykonanych z żywicy E-53 wzmacnianej tkaniną szklaną St 19 o splocie płóciennym i dziesięciu próbek z zastosowaniem tego samego spoiwa, ale wzmacnianego tkaniną satynową St 25.

Do badań twardości użyto przyrządu produkcji węgierskiej typ IGV AS-111 o wymiarze kulki 5 $\pm$ 0,025 mm i wielkości wstępnego obciążenia 9,81 $\pm$ 1 N, pozwalającego na stosowanie podstawowych obciążeń: 153 N, 307 N, 491 N i 981 N w tolerancji $\pm$ 1%.

Próby zrywania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej 1231 Y-10 przy prędkości rozciągania 2,75 mm/min i zakresie skali obciążeń 19,62 kN.

11.2. BADANIA I ANALIZA WYNIKÓW

Przy badaniu twardości, wielkości wgłębienia kulki w tworzywo odczytywano po 60 sekundach od momentu obciążenia, z uwzględnieniem korekty dla zastosowanego obciążenia.

Wartość twardości HB 5/307/60 obliczano ze wzoru:

$$HB = \frac{F}{d \cdot h} \quad (MPa), \qquad (92)$$

gdzie:

F - obciążenie podstawowe (MN),

d - średnica kulki pomiarowej (m),

h - głębokość zagłębienia kulki po uwzględnieniu korekty (m).

Obliczone poszczególne wartości twardości tworzyw oraz wartości średnie z sześciu oznaczeń, jak również dane wytrzymałościowe dla tworzywa wzmacnianego tkaniną St 19 zestawiono w tabeli 23, a dla tworzywa wzmacnianego tkaniną St 25 - w tabeli 24.

Należy zaznaczyć, że w dostępnej literaturze nie spotyka się tego rodzaju badań przeprowadzanych w stosunku do tak bardzo niejednorodnego materiału, jakim jest wzmacniane tworzywo. Znane badania w tym zakresie prowadził już w 1900 roku Brinell, analizując możliwości matematycznego powiązania twardości z wytrzymałością dla materiałów stalowych w postaci zależności σ = k HB, podobne badania w odniesieniu do winiduru analizowano w pracy [134], natomiast dla poliamidu T-27 w pracy [68], uzyskując zależność współczynnika k = 0,39-0,41, jednak analiza ta odnosiła się do stosunkowo jednorodnych materiałów.

Ze względu na dużą niejednorodność strukturalną tworzyw wzmacnianych, można z zamieszczonych w tabeli 23 wyników badań stwierdzić dużą rozbieżność w kolejnych oznaczeniach i tak dla próbki 25.19.14, wykonanej z tworzywa wzmacnianego tkaniną St 19, w pierwszym pomiarze uzyskano wynik 156,10 MPa, natomiast w piątym 128,00 MPa, a więc jest on mniejszy o 18,0%, podobnie w tabeli 24 obserwuje się dla próbki 25.4.11 wykonanej z tworzywa wzmacnianego tkaniną St 25, że pierwszy pomiar twardości wynosi 128,00 MPa, natomiast drugi aż 182,85 MPa, a więc różnica wzrosła do 42,9%. Pomimo takich różnic dochodzi się do wniosku, że istnieje pewna współzależność po-

Tabela 23

Zestawienie danych twardości i wytrzymałości na rozciągania dla laminatu wzmacnianego tkaniną St 19

Numer próbki	Twardość Brinella dla kolejnych pomiarów (MPa)						Twardość średnia (MPa)	Wymiary próbki 10^{-3} (m)	Pole poprzecznego przekroju 10^{-6} (m^2)	Maksymalne obciążenie (N)	Maksymalne naprężenie rozciągające (MPa)	Stosunek maksymalnego naprężenia do twardości	Kolejność wzrostu wyników	
	1	2	3	4	5	6							twardość	wytrzymałość
25.19.12	136,17	152,38	145,45	152,38	139,13	145,45	145,16	2,87.14,93	42,85	7005	163,48	1,13	8	5
25.19.13	152,38	160,60	160,00	160,00	160,00	160,00	158,83	2,79.14,95	41,71	8492	203,60	1,28	10	10
25.19.14	156,10	139,13	145,45	152,38	128,00	133,31	14 .,40	2,77.14,87	41,19	6438	156,30	1,10	6	3
25.19.15	139,13	139,13	145,45	139,13	142,21	142,21	141,21	2,94.14,89	43,78	7541	172,25	1,22	4	7
25.19.16	133,31	139,13	133,31	145,45	142,21	130,61	137,34	2,80.14,93	41,80	6345	151,79	1,11	1	1
25.19.17	139,13	136,17	156,10	152,38	142,21	139,13	144,19	2,77.14,94	41,38	7603	183,74	1,27	7	9
25.19.18	133,31	139,13	136,17	139,13	139,13	139,13	137,67	2,85.14,94	42,58	6631	155,73	1,13	2	2
25.19.01	145,45	152,38	152,38	152,38	145,45	145,45	148,92	2,96.14,85	43,96	7292	165,88	1,11	9	6
25.19.02	133,31	133,31	142,21	139,13	139,13	142,21	138,22	2,88.14,92	42,97	6771	157,57	1,14	3	4
25.19.06	145,45	139,13	139,13	145,45	142,21	139,13	141,75	2,92.14,90	43,51	7498	172,28	1,22	5	8

Tabela 24

Zestawienie danych twardości i wytrzymałości na rozciąganie dla laminatu wzmacnianego tkaniną St 25

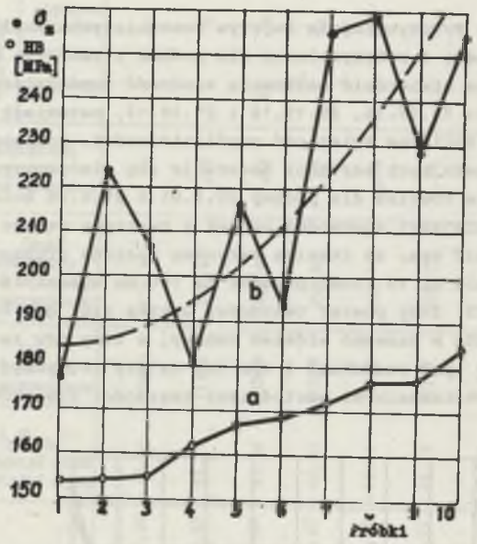
Numer próbki	Twardość Brinella dla kolejnych pomiarów (MPa) 1	2	3	4	5	6	Twardość średnia (MPa)	Wymiary próbki 10^{-3} (m)	Pole poprzecznego przekroju 10^{-6} (m^2)	Maksymalne obciążenie (N)	Maksymalne naprężenie rozciągające (MPa)	Stosunek maks. naprężenia do twardości	Kolejność sztostu wyników: twardość	Kolejność sztostu wyników: wytrzymałość
25.1.01	164,10	152,38	145,45	148,80	160,00	152,38	153,85	3,03.14,36	43,51	7695	176,86	1,15	1	1
25.2.02	172,97	172,97	172,97	182,85	160,00	168,41	171,70	3,01.14,66	44,13	11282	255,65	1,49	7	9
25.4.01	172,97	188,22	177,78	182,85	172,97	182,85	179,61	3,10.14,69	45,54	11588	254,46	1,42	10	8
25.4.02	156,10	188,22	188,22	188,22	160,00	177,78	176,42	3,08.14,47	44,57	11527	258,63	1,47	8	10
25.4.03	133,31	130,61	168,41	152,38	172,97	168,41	154,35	3,06.14,48	44,31	9933	224,17	1,45	2	6
25.4.07	177,78	182,85	168,41	182,85	188,22	164,10	177,37	3,03.14,57	44,15	10117	229,15	1,29	9	7
25.4.08	177,78	156,10	182,85	156,10	188,22	142,21	167,21	3,03.14,51	43,97	9634	216,83	1,30	5	5
25.4.09	145,45	139,13	156,10	182,85	145,45	160,00	154,83	3,02.14,57	44,00	9136	207,64	1,34	3	4
25.4.10	164,10	182,85	182,85	152,38	156,10	172,97	168,54	3,03.14,49	43,90	8522	194,12	1,15	6	3
25.4.11	128,00	182,85	182,85	182,85	128,00	168,41	162,16	3,02.14,52	43,85	7940	181,07	1,12	4	2

między twardością i wytrzymałością tworzyw wzmacnianych. Analizując kolejność wzrostu twardości i wytrzymałości dla próbek z tworzywa wzmacnianego tkaniną St 19, można stwierdzić całkowitą zgodność współzależności tych parametrów dla próbek: 25.19.16, 25.19.18 i 25.19.13, natomiast dla pozostałych próbek - dość zbliżoną kolejność współzależności. Podobną usystematyzowaną kolejność wzrostu tych wartości obserwuje się dla tworzyw wzmacnianych tkaniną St 25, gdzie również dla próbek 25.1.01 i 25.4.08 kolejność ta jest identyczna. Fakt mniejszej zgodności próbek z tworzywa wzmacnianego tkaniną St 25 można uzasadnić tym, że tkanina satynowa posiada grubsze pasemka, gdyż o ile w tkaninie St 19 ilość pasemek na 100 mm wynosi 165, to w tkaninie St 25 tylko 75. Inny pomiar twardości uzyska się, gdy kulka twardościomierza zagłębi się w pasemko włókien osnowy, a inny gdy zagłębi się w przestrzeń pomiędzy tymi pasemkami i tym też należy tłumaczyć podaną różnicę 42,9% pomiędzy ekstremalnymi wartościami twardości dla próbki 25.4.11.

Rys. 88. Porównanie współzależności twardości HB 5/307/60 i wytrzymałości na rozciąganie dla tworzywa wzmacnianego tkaniną o splocie płóciennym St 19

Fig. 88. Comparison of the interdependence between hardness HB 5/307/60 and tensile strength for plastic reinforced with plain weave fabrics St 19

Celem bardziej plastycznego uwidocznienia współzależności pomiędzy twardością i wytrzymałością, sporządzone zostały wykresy dla tworzywa wzmacnianego tkaniną St 19 (rys. 88) i dla tworzywa wzmacnianego tkaniną St 25 (rys. 89). Próbki na wykresach zostały uszeregowane według wzrastających wartości twardości. Poszczególne punkty wartości twardości na obu rysunkach są średnimi wartościami z sześciu oznaczeń. Wykresy te oznaczono literą "a", natomiast literą "b" - krzywe przerywane powstałe w wyniku aproksymacji punktów określających wartości wytrzymałości na rozciąganie poszczególnych próbek. Mimo że wartości wytrzymałości dla poszczególnych tworzyw układają



Rys. 89. Porównanie współzależności twardości HB 5/307/60 i wytrzymałości na rozciąganie tkaniną szklaną o splocie satynowym St 25

Fig. 89. Comparison of interdependence between hardness HB 5/307/60 and tensile strength for plastic reinforced with glass fabric with satin weave St 25

się dość nieregularnie w porównaniu do twardości próbek zestawionych w kolejności wzrastających wartości, to jednak w całym przedziale dziesięciu próbek można zaobserwować tendencję wzrostu odpowiadającą wzrastającym wartościom twardości HB 5/307/60. Na rysunku 88 można zaobserwować mniejszą rozbieżność wykresu twardości w porównaniu do wykresu twardości dla tworzywa wzmacnianego tkaniną St 25 z rysunku 89, co uzasadnia się tym, że powierzchnia wciskanej kulki w przypadku tkaniny St 19 przylega do większej ilości pasemek zarówno osnowy, jak i wątka wpływając na mniejszą przypadkowość wyników, o czym świadczy mniejsza rozbieżność wartości ekstremalnych dla próbki 25.19.14, wynosząca 23,5%, a więc mniejsza w porównaniu do próbki 25.4.11 z tworzywa wzmacnianego tkaniną St 25 o 45,2%. Na większe różnice wyników twardości próbek wzmacnianych tkaniną satynową wpływa możliwość powstawania na powierzchni laminatowej próbki wzmacnianej grubszą tkaniną większych otwartych porów i w przypadku wgłębienia się kulki twardościomierza na powierzchnię takiego poru otrzymuje się inny liczbowo wynik odczytu.

11.3. POSZERZONY ZAKRES BADAŃ

11.3.1. Program badań

W celu pogłębienia analizy współzależności pomiędzy twardością i wytrzymałością tworzyw przeprowadzono dodatkowy program badań, zrealizowany na aparaturze podanej w punkcie 11.1, obejmujący przebadanie po 6 sztuk próbek, wykonanych zarówno z tworzyw chemoutwardzalnych bez wzmocnienia i wzmacnianych tkaniną szklaną, jak również tworzyw termoplastycznych. Program obejmował następujące warianty:

1. Żywica epoksydowa Epidian 53 wzmacniana tkaniną szklaną St 25/I - próbki według PN-81/C-890034.
2. Tworzywo jak w punkcie 1 - próbki według Romanowskiego (rys. 10, poz. 8).
3. Tworzywo jak w punkcie 1 - próbki według Eriksona i Norrisa.
4. Żywica epoksydowa Epidian 53, utwardzana trójetylenoczteroaminą, bez obróbki cieplnej - próbki według PN.
5. Żywica jak w punkcie 4, obrabiana cieplnie przez 4 godziny w temperaturze 333 K - próbki według PN.
6. Żywica epoksydowa E-5, z rozcieńczalnikiem DY i utwardzaczem HT-972, bez obróbki cieplnej - próbki według PN.
7. Tworzywo ABS - kopolimer akrylonitrylu, butadienu i styrenu - próbki według PN, typ 1.
8. Tworzywo poliamid 6 - produkt polimeryzacji kaprolaktamu - próbki według PN, typ 1.
9. Tworzywo polipropylenowe - próbki według PN, typ 1.

Zbiorcze zestawienie średnich wyników badań dla wymienionych wariantów z podaną kolejnością wzrostu wielkości maksymalnych naprężeń rozciągających i twardości przedstawiono w tabeli 25.

11.3.2. Analiza błędów

Błędy pomiarowe ΔHB przy oznaczaniu twardości dla tworzyw wzmacnianych, uwzględniające 108 pomiarów, wynikające zarówno z błędu związanego z obciążeniem F, jak i z niedokładności zagłębienia kulki można wyznaczyć jako:

$$\Delta HB = \left(\frac{|dF|}{F} + \frac{|dh|}{h}\right) 100\%. \qquad (93)$$

Po podstawieniu odpowiednich danych:

$$\Delta HB_{max} = \left(\frac{1}{307} + \frac{0,001}{0,195}\right) 100 = 0,84\%,$$

Tabela 25

Zbiorcze zestawienie właściwości tworzyw

Lp.	Tworzywo	Rodzaj próbki	σ_z (MPa)	Odchyłki (%)	HB (MPa)	Odchyłki (%)	Kolejność wzrostu wyników			
							σ_z	HB	odchyłek σ_z	odchyłek HB
1	E-53 + St 25/I	PN/150	261,32	+7,4 -3,4	133,73	+4,0 -5,6	7	7	5	5
2	E-53 + St 25/I	R/180	271,12	+4,7 -2,9	138,87	+3,2 -2,8	8	8	3	2
3	E-53 + St 25/I	EN/180	276,91	+5,8 -8,7	139,74	+4,1 -5,3	9	9	7	3
4	E-53 (bez obr. cieplnej)	PN/150	47,35	+18,6 -33,3	96,72	+7,8 -4,3	3	3	9	6
5	E-53 333 K - 4 h	PN/150	58,56	+5,4 -8,5	110,78	+5,4 -7,1	6	4	6	7
6	E-5 (bez obr. cieplnej)	PN/150	39,52	+24,2 -16,2	118,76	+7,8 -6,2	2	6	8	8
7	ABS	PN/115	51,14	+0,8 -0,7	116,81	+8,8 -8,5	5	5	2	9
8	Poliamid 6	PN/115	50,38	+4,4 -5,4	73,79	+4,0 -5,3	4	2	4	4
9	Polipropylen	PN/115	23,69	+0,6 -0,4	39,97	+2,4 -2,6	1	1	1	1

$$\Delta HB_{min} = \left(\frac{1}{307} + \frac{0,001}{0,255}\right) 100 = 0,72\%.$$

Błędy pomiarowe $\Delta\sigma_z$, przy wyznaczaniu wytrzymałości dla tworzyw wzmacnianych, wynikające z błędu odczytu obciążenia na taśmie rejestratora oraz pomiaru szerokości "b" i grubości "g" próbki można ustalić z zależności:

$$\Delta\sigma_z = \left(\frac{|dF|}{F} + \frac{|db|}{b} + \frac{|dg|}{g}\right) 100\%. \qquad (94)$$

Wstawiając dane:

$$\Delta\sigma_{z\,max} = \left(\frac{60}{10852} + \frac{0,01}{14,07} + \frac{0,01}{3,01}\right) 100 = 0,96\%,$$

$$\Delta\sigma_{z\,min} = \left(\frac{60}{13550} + \frac{0,01}{15,29} + \frac{0,01}{3,07}\right) 100 = 0,83\%.$$

Błąd całkowity można obliczyć jako:

$$\Delta C = \Delta HB + \Delta\sigma_z + \Delta k, \qquad (95)$$

gdzie:

$\Delta k = \frac{|dk|}{k_{śr.}} 100\%$ - błąd współczynnika k, równy $\frac{0,29}{2,03} 100 = 14\%$.

A więc maksymalny błąd całkowity wyniesie:

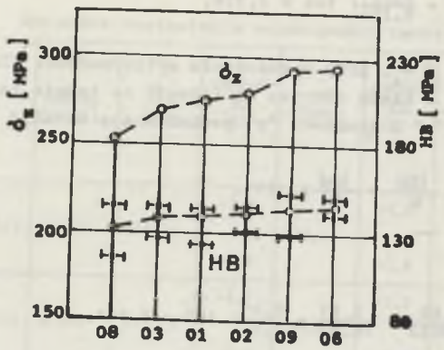
$$\Delta C = 0,84\% + 0,96\% + 14\% = 15,79\%.$$

Oznacza to, że sumaryczna ekstremalna wartość naprężenia, wynikająca z pomiarów i obliczeń, w przypadku tworzywa wzmacnianego (pozycja 2 w tabeli 25) jest obarczona błędem 41,18 MPa.

Należy tu jednak z całym naciskiem podkreślić, że jest to wartość krańcowa, wzięta z ekstremalnych wielkości różnych 18 próbek i prawdopodobieństwo takiego błędu jest bardzo małe. Przykładem może być analiza ekstremalnych współczynników dla tworzywa 3, dla którego $k_{min} = 1,91$, $k_{max} = 2,01$, co daje błąd 2,5%, a więc 5,6 raza mniejszy od wyliczonego Δk (patrz rys. 90).

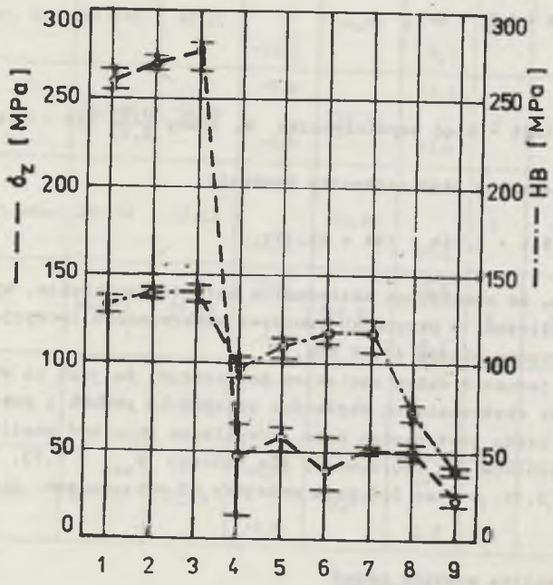
11.3.3. Analiza wyników badań

Z ogólnej ilości dziewięciu różnych wariantów tworzyw, w sześciu przypadkach, w tym dla wszystkich trzech wariantów tworzyw wzmacnianych, obserwuje się identyczną kolejność wzrostu twardości i wytrzymałości.



Rys. 90. Wykresy ilustrujące współzależność pomiędzy twardością i wytrzymałością dla próbek z tworzywa epoksydowego wzmacnianego tkaniną szklaną

Fig. 90. Diagrams illustrating interdependence between hardness and strength for an epoxide plastic reinforced with glass fabric



Rys. 91. Porównanie współzależności pomiędzy twardością i wytrzymałością dla tworzyw ujętych w tabeli 25

Fig. 91. Comparison of interdependence between hardness and strength for plastics exposed in Table 25

Charakterystyczne jest, że polipropylen z najmniejszymi odchyłkami wytrzymałości od wartości średniej +0,6 i -0,4, podobnie również jak tworzywo ABS, jest w tym względzie porównywalny do odchyłek dla stali 55, natomiast tworzywo wzmacniane (pozycja 2 z tabeli 25), ma podobne odchyłki jak żeliwo sferoidalne Gh 654801, jako że w pracy [1] przeprowadzono również takie porównywalne badania, w wyniku których ustalony został wzór (96) na obliczanie wielkości odchyłek zredukowanych, pozwalający na bardziej wnikliwą ocenę wyników badań.

$$\Delta_z = \sum_{i=1}^{i=n-1} \Delta i, \qquad (96)$$

gdzie:

Δi - poszczególne wielkości odchyłek z wyłączeniem maksymalnej (%),

n - ilość odchyłek w przedziale.

Obserwuje się jednak, że tworzywo ABS ma ponad jedenastokrotnie większe odchyłki twardości w porównaniu do wytrzymałości. Natomiast największą niejednorodność struktury posiada odznaczający się bardzo dużą kruchością Epidian 5, a szczególnie Epidian 53, którego odczyłki wytrzymałości w wersji nieulepszanej cieplnie są 3,7-krotnie większe od żywicy obrabianej cieplnie.

Jeśli porównać, że żywica E-53 poddana obróbce cieplnej ma o 23,7% większą wytrzymałość na zrywanie, korzystny wpływ obróbki cieplnej staje się oczywisty.

Na rysunku 91, w celu wizualnego zobrazowania wyników badań, zilustrowano w tej samej skali wielkości twardości i wytrzymałości oraz przedziały rozrzutów tych wielkości od wartości średnich.

Można uzależnić wartości wytrzymałości od twardości za pomocą następującej zależności:

$$\sigma_z = k\ HB. \qquad (97)$$

Na podstawie uzyskanych empirycznie wyników badań, posiłkując się zależnością (97), można wyznaczyć wielkości współczynnika k, który dla pierwszych trzech kolejnych wariantów tworzywa wzmacnianego (z tabeli 25) wynosi: 1,95, 1,95 i 1,98, a więc jest prawie identyczny, ponieważ odnosi się do tego samego tworzywa.

Należy podkreślić, że zachowana jest stosunkowo duża zgodność współzależność pomiędzy twardością i wytrzymałością również dla poszczególnych próbek w wymienionych dziewięciu wariantach tworzyw, a dla pozycji 3 z tabeli 25 zgodność ta jest jednakowa, co przedstawiono na rysunku 90.

Dla wariantów badań ujętych w rozdziale 14.2, dla tworzywa wzmacnianego tkaniną St 19 średni współczynnik k wynosi 1,20, a dla tworzywa wzmacnianego tkaniną szklaną St 25 k = 1,31.

Dla pozostałych tworzyw współczynniki k wynoszą:

4 - 0,49 dla E-53 bez obróbki cieplnej,
5 - 0,53 dla E-53 obrabianej cieplnie,
6 - 0,33 dla E-5, charakteryzującej się dużą kruchością i powstawaniem mikrodefektów w procesie utwardzania,
7 - 0,44 dla tworzywa ABS,
8 - 0,68 dla poliamidu 6,
9 - 0,59 dla polipropylenu.

Porównując na podstawie wykresów przedstawionych na rysunku 91, wszystkie rodzaje tworzyw można stwierdzić, że z wyjątkiem zniekształcenia spowodowanego przez dane żywicy E-5, każdemu zmniejszaniu się średnich wartości twardości odpowiadają również zmniejszające się wartości wytrzymałości.

Reasumując należałoby jednak podkreślić, że na złożoność dociekań w tej dziedzinie istotny wpływ mają rozbieżności wynikające z dwóch jakościowo różnych wielkości, jakimi są t w a r d o ś ć i w y t r z y m a ł o ś ć.

O ile bowiem przy rozciąganiu, obciążenie jest rozłożone na całą objętość próbki, to przy wyznaczaniu twardości jest ono ograniczone do małej przestrzeni.

Przy rozciąganiu panują najpierw naprężenia jednokierunkowe, natomiast przy tworzeniu się przewężenia (szyjki), w miejscu zerwania przechodzą one w stan trójosiowy. W przypadku wyznaczania twardości, naprężenia mają trójosiowy lokalny charakter. Również różny jest mechanizm wytwarzania się ciepła w obu tych rodzajach badań i jego wpływ na oznaczenia.

Skłania to do przedstawienia wniosku, że połączenie tych różnych jakościowo elementów może być dokonane jedynie e m p i r y c z n i e, a uzyskane eksperymentalnie wyniki wprawdzie nie wykazują całkowitej zgodności, ale świadczą o pewnym i s t n i e n i u w s p ó ł z a l e ż n o ś c i p o m i ę d z y t w a r d o ś c i ą i w y t r z y m a ł o ś c i ą, którą można wyznaczać z zależności (97) z uwzględnieniem przeanalizowanego w rozdziale 11.3.2 błędu, jeśli uprzednio dla określonych rodzajów tworzyw zostaną wyznaczone odpowiednie współczynniki k.

11.3.4. Efekt skali

Istotną rzeczą jest zwrócenie uwagi na charakterystykę dotyczącą efektu kształtu i wymiarów próbek.

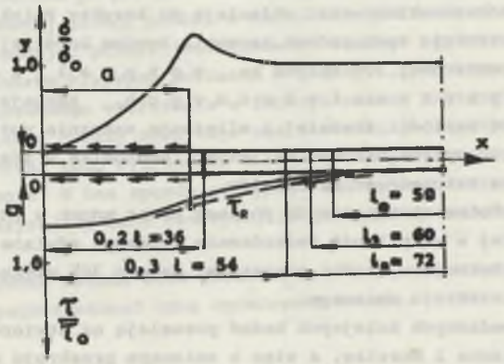
Mianowicie, wykonane z tych samych materiałów i tą samą technologią próbki według Romanowskiego mają większą wytrzymałość od próbek wykonanych według PN-81/C-89034, co dowodzi, że ich rozwiązanie wymiarowe jest bardziej optymalne i potwierdza słuszność teoretycznych rozważań autora, które zostały przedstawione w rozdziale 4.1.

Porównywalne naprężenia styczne przy strefie mocowania próbki, można obliczyć z następującej zależności:

$$\tau = \frac{F \sin D \frac{2a}{l} \cos D \frac{2x}{l} \operatorname{sh} 180 \frac{y}{l} \sqrt{\frac{E\Phi}{G}(1-\Phi)}}{45\, ab \operatorname{sh} 90 \frac{g}{l} \sqrt{\frac{E\Phi}{G}(1-\Phi)}}, \qquad (98)$$

gdzie:

l, b, g - odpowiednio długość, szerokość i grubość próbki,
a - długość mocowania próbki w szczękach,
D - kąt prosty = 90°,
E, G - moduły sprężystości wzdłużnej i poprzecznej.



Rys. 92. Rozkład naprężeń na długości l próbki z rysunku 10 poz. 8
a - długość mocowania w szczękach, l_s - strefa zaniku naprężeń stycznych
Fig. 92. Longitudinal distribution of stresses along sample 1 in Fig. 10, point 8

Obliczone ze wzoru (98) naprężenia styczne w punkcie odległym o wielkość "a" od końca próbki pokazanej na rys. 10 poz. 8 wynoszą 3,56 MPa, natomiast dla próbek wykonanych według PN - 8,10 MPa, a więc są o 128% wyższe. Naprężenia w miejscu przejścia z części roboczej próbki po promieniu do części mocowania, czyli odpowiednio dla x_{PN} = 45 mm i x_R = 60 mm, dla próbek R wynoszą 2,12 MPa, a dla próbek PN - 5,32 MPa, czyli są o 151% wyższe, co ma decydujący wpływ na niewłaściwe zrywanie się tych próbek oraz swoje potwierdzenie w przeprowadzonych eksperymentach.

Na rysunku 92 pokazano rozkład naprężeń τ_R, które obliczono ze wzoru 98 dla próbki z rysunku 10, poz. 8. Wykres tych naprężeń asymptotycznie maleje do wartości zerowej dla x = 90 mm.

W celu potwierdzenia teoretycznych rozważań został przeprowadzony specjalny program badań [43], w wyniku którego otrzymano następujące dane.

Średnie maksymalne naprężenia rozciągające dla próbek wykonanych według PN-81/C-89034 typ 2 wyniosły 210,6 MPa, natomiast dla próbek Romanowskiego - 239,5 MPa, a więc były o 13,7% wyższe.

Niezależnie od tego, o ile w partii próbek wykonanych zgodnie z PN pole rozrzutu odchyłek było zawarte w przedziale od -3,4% do +7,4%, to w przypadku próbek autora przedział ten był zawarty w granicach od -2,9% do +4,7%, czyli był średnio mniejszy o około 30%.

Nie bez znaczenia jest też fakt, że właściwie zaprojektowana próbka może kompensować minimalne błędy wykonawcze, których w praktyce niekiedy nie sposób uniknąć.

Należy więc stwierdzić, że wyniki te przemawiają za bardziej optymalną koncepcją próbek Romanowskiego oraz skłaniają do korekty Polskiej Normy w tym zakresie. Konstrukcja tych próbek zapewnia bowiem bardziej równomierne pękanie w części pomiarowej, co wpływa na o p t y m a l i z a c j ę w y n i k ó w w y t r z y m a ł o ś c i o w y c h, zmniejszenie przedziałów odchyłek od wartości średniej i eliminuje znacznie potrzebę powtarzania badań, a więc wpływa zarówno na jakość, ekonomikę w sferze skrócenia czasu badań oraz na oszczędność materiałów.

Jest również istotne nawiązanie do podanej przez autora w rozdziale 4.1 hipotezy, poddającej w wątpliwość twierdzenie Feldego, mówiące o tym, że próbki o stałym przekroju w części pomiarowej mają o 30% większą wytrzymałość od próbek o przekroju zmiennym.

Wyniki przeprowadzonych kolejnych badań pozwalają na stwierdzenie, że próbki według Eriksona i Norrisa, a więc o zmiennym przekroju w części pomiarowej, mają o 6,0% większą wytrzymałość od próbek wykonanych według PN typ 2 oraz o 2,1% wyższą wytrzymałość od próbek przedstawionych na rysunku 10, pozycja 8, co podważa wiarygodność opublikowanej przez Feldego tezy.

R o z d z i a ł 12

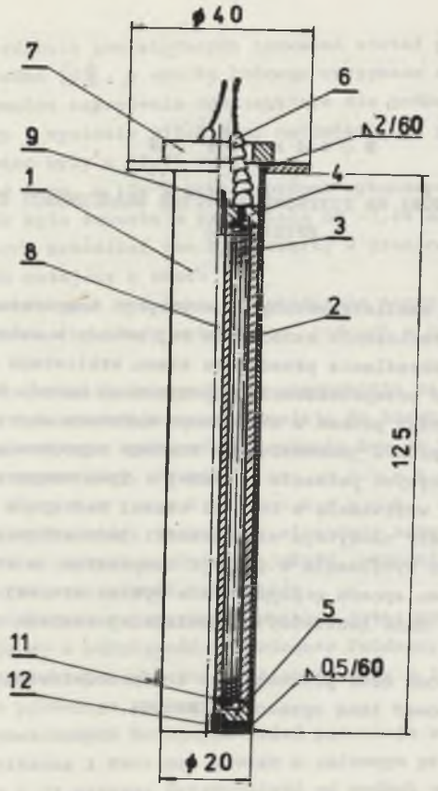
WPŁYW TEMPERATURY NA FIZYKOMECHANICZNE WŁAŚCIWOŚCI ŻYWICY EPIDIAN 53

W rozdziale 8 przy analizie metody superpozycji temperaturowo-prędkościowej wprowadzono ograniczenie stosowania tej metody w zakresie stanu szklistego tworzywa. Określenia przedziału stanu szklistego dla danego tworzywa można dokonać po przeprowadzeniu odpowiednich badań. Polega to na przebadaniu pewnej ilości próbek w określonym zakresie charakterystycznych temperatur. Poddając próbki jednoosiowemu stałemu naprężeniu w czasie, można otrzymać szereg krzywych pełzania w każdej z tych temperatur, we współrzędnych jednostkowego wydłużenia w funkcji czasu. Następnie dla określonego czasu odniesienia - bazy odczytuje się wartości jednostkowego wydłużenia i konstruuje wykres tego wydłużenia w funkcji temperatur, w których uzyskano te odkształcenia. W ten sposób otrzymuje się wykres krzywej termomechanicznej, charakteryzujący dane tworzywo, co dokładniej zostało opisane w rozdziale 4.5.

Jest to jednak metoda dość pracochłonna i w przedstawionym programie starano się zaprezentować inną opracowaną metodę.

12.1. OPIS BADAŃ

Badania przeprowadzono na konsystometrze Höpplera firmy VEB MLW Prüfgeräte - Werk Medigen Dresden, który został przekonstruowany i dostosowany do szerszego zakresu badań. W seryjnie wyprodukowanym konsystometrze podwyższono górny zakres temperaturowy badań z 393 K do 523 K. Wymagało to skonstruowania i wykonania nowego układu elementów grzejnych, przedstawionego na rysunku 93, co łączyło się z pewnymi trudnościami związanymi z koniecznością podwyższenia mocy w ograniczonym układzie przestrzennym. Należało również dobrać do łaźni grzejnej odpowiedni rodzaj oleju metylosilikowego Polisal OM-5000. Do przeprowadzenia przewidzianych badań nieodzowne było również skonstruowanie i wykonanie specjalnego naczyńka elastometrycznego, pokazanego na rysunku 94, w którym umieszczano badane próbki, jak również zaszła konieczność zmiany sposobu pomiaru temperatury przez wyeliminowanie termometrów kontaktowych i zastąpienie ich układem termopary sprzężonej z automatycznym kompensatorem. Odczytów odkształcenia próbki dokonywano za pomocą czujnika zegarowego.



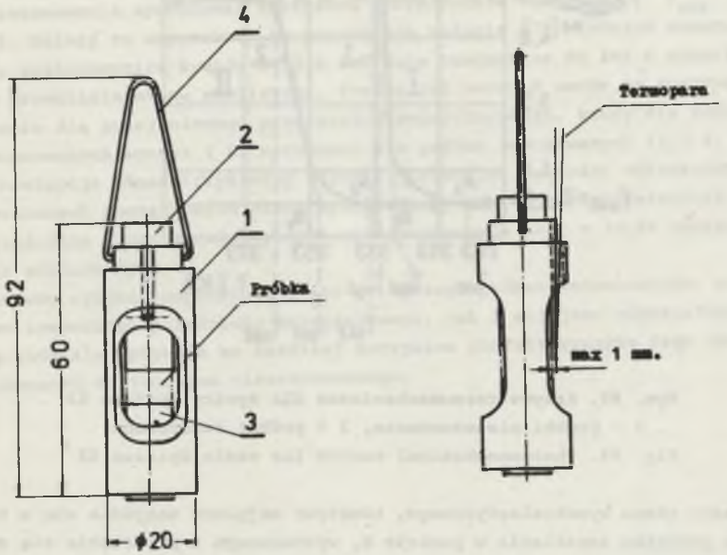
Rys. 93. Grzałka komory olejowej

1 - obudowa, 2 - wkładka ceramiczna, 3 - kanthalowy element grzejny, 4 - płytka szamotowa górna, 5 - płytka szamotowa dolna, 6 - koraliki ceramiczne (PN-67/E-06301), 7 - pokrywka, 8 - śruba, 9 - nakrętka, 10 - wkładka izolacyjna z mikamitu

Fig. 93. Heater of the gas chamber

Próbki wykonano z żywicy epoksydowej Epidian 53, utwardzanej trójetylenoczteroaminą w proporcji wagowo 10,5 części utwardzacza Z-1 do 100 części żywicy. Próbki posiadały średnicę 11,3-0,1 mm i wysokość 8-0,1 mm. Wielkość średnicy jest podyktowana koniecznością uzyskania pola powierzchni czołowej próbki, które powinno wynosić $100 \pm 0{,}1$ mm^2. Stosowano obciążenie wstępne wynoszące 0,025 MPa, a następnie obciążenie zasadnicze 0,1 MPa.

Przebadano dwie partie próbek po pięć sztuk, przy czym jedna partia próbek była niesezonowana, natomiast druga poddana sezonowaniu w temperaturze 333 K w czasie czterech godzin, w celu sprawdzenia wpływu obróbki termicznej na charakter krzywej termomechanicznej. Obliczone i zestawione tabelarycznie wyniki badań przedstawiono na rysunku 95.



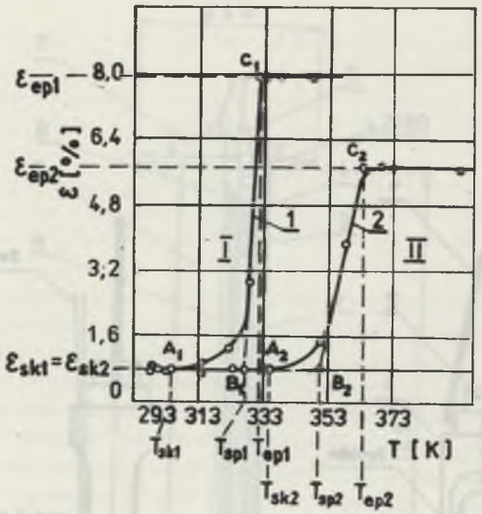
Rys. 94. Naczyńko elastometryczne konsystometru

1 - korpus, 2 - kowadełko ruchome, 3 - kowadełko stałe, 4 - uchwyt

Fig. 94. Elastometric vessel of a consistometer

12.2. ANALIZA WYNIKÓW

Na przedstawionych na rysunku 95 wykresach wydłużenia względnego w funkcji temperatury można wyróżnić charakterystyczne dla danego tworzywa temperatury, dzielące poszczególne wykresy na odpowiednie przedziały. Tworzywo będące w przedziale I w stanie stałym - szklistym, w miarę wzrostu temperatury, począwszy od końca temperatury stanu szklistego T_{sk}, zaczyna odznaczać się stopniowym wzrostem odkształcenia aż do początku temperatury stanu szklistego T_{sp}. Takie oznaczenie wynika z faktu, że przechodząc od wyższych



Rys. 95. Krzywe termomechaniczne dla żywicy Epidian 53
1 - próbki niesezonowane, 2 - próbki sezozowane
Fig. 95. Thermomechanical curves for resin Epidian 53

temperatur stanu wysokoelastycznego, tworzywo najpierw znajdzie się w temperaturze początku zeszklenia w punkcie B, wyznaczonym z przecięcia się stycznych od odcinków krzywej termomechanicznej między przedziałem przejściowym i przedziałem I, a następnie w niższej temperaturze, wyznaczonej punktem A, gdzie krzywa w przedziale I odbiega od stycznej, w której to strefie następuje pełne zeszklenie tworzywa. Przy dalszym wzroście temperatury powyżej T_{sp} następuje stosunkowo wąski przedział przejściowy, w którym małym wzrostom temperatury towarzyszą bardzo duże przyrosty odkształceń. Przedział przejściowy zawarty jest pomiędzy temperaturą T_{sp} i początkiem temperatury stanu wysokoelastycznego tworzywa T_{ep}, wyznaczonej w punkcie C z przecięcia się stycznych do krzywej termomechanicznej pomiędzy przedziałem przejściowym i przedziałem II. W miarę wzrostu temperatury w przedziale stanu wysokoelastycznego następują minimalne przyrosty odkształceń aż do momentu osiągnięcia końcowej temperatury stanu wysokoelastycznego T_{ek} (patrz rys. 23), gdzie ponownie w wąskim przedziale na miejsce bardzo szybki wzrost odkształceń i tworzywo znajdzie się w przedziale III, osiągając temperaturę stanu płynnego T_p.

Odczytana z wykresów na rysunku 95 temperatura początku stanu szklistego dla próbek niesezonowanych, oznaczonych liczbą 1, wynosi 327,5 K przy wartości odkształcenia względnego 0,019, a dla próbek sezonowanych (krzywa oznaczona cyfrą 2), T_{sp2} = 350,5 K przy ε_{sp2} = 0,014. Odpowiednio tempera-

tury końców zeszklenia wynoszą: T_{sk1} = 304,5 K i T_{sk2} = 335 K. Dla próbek niesezonowanych średnia wartość temperatury początku stanu wysokoelastycznego wynosi 331,5 K przy odkształceniu względnym 0,079 i dla próbek sezonowanych T_{ep2} = 364 K przy ε_{ep2} = 0,057.

Analizując zestawione wyniki badań, można stwierdzić, że zastosowany rodzaj sezonowania spowodował korzystne podwyższenie temperatury T_{sp2} o ponad 7%. Należy tu wspomnieć, że poprzednie badania [76] tworzyw wzmacnianych z zastosowaniem żywicy E-53 w zakresie temperatur do 348 K mieściły się w przedziale stanu szklistego. Trzeba też zwrócić uwagę na znaczne poszerzenie się przejściowego przedziału temperaturowego, który dla próbek niesezonowanych wynosi 4 K, natomiast dla próbek sezonowanych 13,5 K, a więc następuje ponad trzykrotny wzrost. Porównując wartości odkształceń w temperaturach początkowych stanu wysokoelastycznego, można stwierdzić, że odkształcenie w tej strefie próbek niesezonowanych jest o 38,6% większe od próbek sezonowanych.

Zarówno wyższa temperatura stanu szklistego próbek sezonowanych, większy zakres temperatur przedziału przejściowego, jak i mniejsze odkształcenia w tym przedziale wpływają na bardziej korzystną charakterystykę tego tworzywa w porównaniu do tworzywa niesezonowanego.

Rozdział 13

WNIOSKI

1. Na podstawie przeprowadzonych badań należy stwierdzić, że w miarę wzrostu temperatury wytrzymałość tworzyw wzmacnianych znacznie maleje. Dla tworzyw epoksydowo-szklanych w badanych temperaturach zmniejszenie się wytrzymałości na zrywanie maleje około 0,23% na jeden stopień Kelvina wzrostu temperatury.

2. Wzrost wytrzymałości tworzyw w niższych temperaturach należy tłumaczyć tym, że układy głównych łańcuchów tworzywa stają się bardziej unieruchomione, co wpływa na zwiększenie spójności i nadaje tworzywom wzmocnionym bardziej monolityczny charakter struktury.

3. W miarę wzrostu stosowanych prędkości odkształcenia następuje stopniowy wzrost wytrzymałości na rozciąganie, przy czym wzrost ten jest bardziej intensywny przy mniejszych wartościach prędkości odkształcenia.

4. Wzrost wytrzymałości tworzyw ze wzrostem prędkości odkształcenia należy tłumaczyć tym, że prawdopodobieństwo zerwania spójności zależy od zmagazynowanej energii sprężystości przypadającej na elementarne pasemko siatki i im szybciej przebiega proces odkształcenia, tym większe osiąga się naprężenia, zanim przekroczy się tę wartość energii.

5. Z analizy danych wytrzymałościowych poszczególnych próbek można wnosić, że tego typu laminaty charakteryzują się dużymi odchyłkami, na co w głównej mierze wpływa niejednorodność struktury.

6. Z przeprowadzonych badań wynika, że nie można doszukiwać się zdecydowanej prawidłowości wzrostu lub obniżania się wartości modułu Younga w funkcji temperatury, lub zmian prędkości odkształcenia.

7. Uzyskane eksperymentalnie wartości liczby Poissone'a w funkcji temperatury, jak też prędkości odkształcenia zachowują minimalnie zróżnicowane wyniki, bez widocznych tendencji ustalonego wzrostu, względnie spadku średnich wielkości.

8. Przeprowadzone badania wykazały, że możliwe jest stosowanie do tworzyw wzmacnianych superpozycji temperaturowo-prędkościowej do naprężeń rozciągających również w przedziałach niskich temperatur.

9. Mając sporządzony dla danego tworzywa wykres wytrzymałości w funkcji odwrotności prędkości odkształcenia w skali logarytmicznej, można dla wybranych parametrów T i $\dot{\varepsilon}$ zastosować wprowadzoną przez aztora "graficzną metodę superpozycji temperaturowo-prędkościowej", która pozwala na wyznaczanie naprężeń w nadzwyczaj łatwy i szybki sposób.

10. Podany praktyczny wzór do obliczania naprężeń ma istotne znaczenie w pracach biur projektowych.

11. Zastosowanie do laminatu wstępnych obciążeń w zakresie pierwszej fazy proporcjonalności nie wpływa na umocnienie materiału i nie powoduje w miarę wzrostu ilości tych obciążeń ani wzrostu wytrzymałości, ani wzrostu granicznej górnej wartości obciążenia pierwszej fazy proporcjonalności.

12. Zastosowanie wstępnego obciążenia w zakresie 20% do 30% maksymalnej wytrzymałości na rozciąganie już po pierwszym ciągnięciu powoduje wzrost górnej granicy obciążenia pierwszej fazy proporcjonalności o około 65%, natomiast po trzech do sześciu ciągnięciach ten wzrost wynosi 90% do 100% na skutek uporządkowania się struktury i umocnienia materiału [135].

13. Zastosowanie trzykrotnego obciążenia wstępnego w granicach 20% do 30% wytrzymałości na rozciąganie wpływa na około sześciokrotne zmniejszenie rozrzutu wielkości górnej granicy obciążenia pierwszej fazy proporcjonalności, co jest istotne z punktu widzenia optymalizacji właściwości mechanicznych laminatów [135].

14. Mimo że przy zastosowaniu wstępnych obciążeń o wartości 50% σ_z następuje dalsze minimalne zwiększenie F_{gp1}, ale jak wykazała analiza mikroskopowa próbki na rysunku 81, występują już w materiale znaczne mikrodefekty i utrata spójności materiału.

15. Przy wyznaczaniu dla tego rodzaju materiałów takich właściwości, jak: moduł Younga, liczba Poissone'a i inne, zaleca się w celu uzyskania wiarygodnych oznaczeń i uniknięcia przypadkowości wstępne zastosowanie trzech do sześciu obciążeń w granicach około 20% σ_z.

16. Przeprowadzone badania wykazały, że laminat z upływem czasu nie tylko nie zatraca, ale po naturalnym sezonowaniu polepsza nabyte w wyniku kondycjonowania bardziej optymalne właściwości fizykomechaniczne.

17. Wzrost wytrzymałości tworzywa z upływem czasu można między innymi uzasadnić doświadczalną regułą van't Hoffa, którą również potwierdza doświadczalne równanie Arrheniusa.

18. Stwierdzono, że analiza rentgenowska daje pozytywne rezultaty przy sprawdzaniu ukierunkowania pasemek włókien wzmocnienia w tworzywie i wykrywaniu większych porów, nie daje natomiast pozytywnych wyników przy wykrywaniu małych porów wewnętrznych i zewnętrznych.

19. Badania wykazały, że teza Schapera stwierdzająca, że przy badaniu rentgenowskim rejestruje się tylko warstwę wzmocnienia najbliższą kliszy rentgenowskiej, jest błędna.

20. Pozytywne wyniki określania ilości, wielkości i rozmieszczenia porów zewnętrznych uzyskuje się w wyniku wprowadzonej przez autora metody tuszowania powierzchni.

21. Pozytywne wyniki określania porów wewnętrznych w próbkach niebarwionych o grubości do 10 mm daje metoda podświetlania.

22. Badania wykazały, że duży wpływ na skażanie wyników wyznaczania σ_z mają lokalne nierównoległości włókien wzmocnienia próbki do kierunku jej obciążenia.

23. Badania dowodzą, że możliwe jest dla tworzyw ustalenie współczynnika współzależności pomiędzy twardością i wytrzymałością, przy czym obliczona ekstremalna odchyłka nie przekracza 15%, a dla konkretnie badanego tworzywa wzmacnianego nie przewyższyła wielkości 5%.

24. Stwierdzono, że wymiary próbek dla tworzyw wzmacnianych według PN-81/C-89034 typ 2 są niewłaściwe i że należy dokonać weryfikacji tejże normy w tym zakresie.

25. Badania potwierdziły hipotezę autora, że twierdzenie Feldego mówiące o 30% wyższej wytrzymałości próbek wiosełkowych o stałym przekroju w części pomiarowej w stosunku do próbek o zmiennym przekroju jest pozbawiona wiarygodności.

26. Badania potwierdzają, że zastosowanie do spoiw epoksydowych właściwej obróbki cieplnej wpływa na około 25% wzrost maksymalnych naprężeń rozciągających.

27. Powtórna obróbka cieplna w wyższych temperaturach nie przynosi pozytywnych rezultatów, jeśli dane tworzywo było już poddane obróbce cieplnej przy zastosowaniu optymalnych parametrów [1].

28. Zastosowanie do tworzyw odpowiedniej obróbki cieplnej wpływa na podwyższenie temperatury stanu szklistego, co ma istotne znaczenie dla poszerzenia zakresu eksploatacji wykonywanych z nich części maszyn.

29. Badania wykazały, że Epidian 53 poddany obróbce cieplnej odznacza się ponad trzykrotnie większym zakresem temperaturowym w przedziale przejściowym pomiędzy stanem stałym a wysokoelastycznym.

30. Epidian 53 poddany określonej obróbce cieplnej odznacza się wzrostem o około 10% temperatury końca wejścia tworzywa w stan szklisty (początku istotnego wzrostu odkształceń) w stosunku do próbek z E-53 bez obróbki przy tej samej wielkości odkształcenia.

31. Wprowadzone w tej pracy początkowe i końcowe wielkości temperatur stanu szklistego pozwalają na bardziej wnikliwą analizę właściwości tworzyw przy zmieniających się czynnikach cieplnych.

Rozdział 14

UWAGI KOŃCOWE

Nauka o tworzywach polimerowych jest stosunkowo nową dziedziną, ale charakteryzuje się bardzo szybkim rozwojem. Wprowadzanie jednak do produkcji tworzyw polimerowych bez rzetelnej analizy właściwości użytkowych i eksploatacyjnych, poprzedzonej odpowiednimi obliczeniami, szczególnie obciążonych elementów maszyn, może doprowadzić do poważnych w skutkach błędów. Przyczyną tego może być niedostateczne rozpoznanie wytrzymałościowych i odkształceniowych charakterystyk w odniesieniu do stosowanych tworzyw wzmacnianych. Zastosowanie odpowiednio pewnych metod obliczeniowych zdeterminowane jest z kolei poznaniem fizykomechanicznych właściwości składowych komponentów tworzywa.

Badania właściwości tworzyw powinny obejmować zarówno dziedzinę poznawczą, jak i użytkową. O ile w dociekaniu związków pomiędzy budową polimerów i ich właściwościami, aspekt poznawczy przyczynia się do poszerzenia wiedzy dotyczącej praw rządzących zachowaniem się tworzywa, to aspekt użytkowy ma za zadanie gromadzenie zbioru informacji, niezbędnych do optymalnego kształtowania elementów konstrukcji.

Aby uniknąć zbędnych powtórzeń i kosztownych nakładów finansowych, należałoby zalecać potrzebę bardziej skoordynowanych i usystematyzowanych poczynań w dziedzinie prowadzenia prac badawczych w skali całego kraju.

Błędne i nieprzemyślane stosowanie tworzyw na części maszyn, w których ten materiał nie spełni stawianych mu wymogów eksploatacyjnych, może przynieść wymierne straty ekonomiczne i przyczynić się do podważenia zaufania wśród użytkowników do tworzyw polimerowych jako materiału o szeregu korzystnych właściwościach użytkowych. Jedną z takich dziedzin jest choćby odpowiednie wykorzystanie właściwości anizotropowych tworzyw wzmacnianych. We współczesnej technice anizotropia materiałów jest rozpatrywana jako skuteczny sposób polepszenia techniczno-ekonomicznych wskaźników i obniżenia materiałochłonności poszczególnych części maszyn i całych konstrukcji.

Istotnego znaczenia nabiera określenie zmian właściwości mechanicznych, uzależnionych od takich czynników eksploatacyjnych, jak: parametry temperaturowe, rodzaj obciążeń, wilgotność i inne ośrodki agresywne, stałe zmiany warunków klimatycznych oraz okres eksploatacji.

Z naukowego zakresu dociekań istotne są zawarte w niniejszej pracy wyniki programu badań pozwalające na stwierdzenie, że do tworzyw wzmacnianych możliwe jest stosowanie superpozycji temperaturowo-prędkościowej również

w niskim przedziale temperatur, poniżej 273 K.

Badania takie w stosunku do tworzyw wzmacnianych nie były dotychczas przeprowadzane, z wyjątkiem badań autora w zakresie temperatur powyżej 293 K [76].

Nowością jest podana przez autora nie publikowana dotychczas "graficzna metoda superpozycji temperaturowo-prędkościowej" w odniesieniu do naprężeń.

Empirycznie została udowodniona bardzo duża niedokładność wzoru na obliczanie maksymalnych naprężeń rozciągających autorów: Skudry, Buławsa i Rociensa, z podaniem własnych wzorów w tym zakresie, których prawidłowość potwierdza podany przykład.

Eksperymentalne badania potwierdziły hipotezę autora o błędnym twierdzeniu Feldego, które dotyczyło wręcz odmiennego wpływu kształtu próbek w części pomiarowej na ich wytrzymałość, jak również udowodniły niedokładność wymiarową próbek typu 2 według PN-81/C-89034, z podaniem propozycji autora w tym zakresie.

W pracy zostały rozwinięte zależności teoretyczne w odniesieniu do tworzyw wzmacnianych jednokierunkowo, jak i dwukierunkowo prostopadle z uwzględnieniem modeli reologicznych.

Przeprowadzone zostały nie stosowane dotychczas do tego rodzaju tworzyw badania, dotyczące wpływu wstępnych obciążeń (kondycjonowania materiału) na charakter przebiegu krzywej $F = f(\Delta l)$ i optymalizacji właściwości tworzywa, co zostało zastrzeżone w Urzędzie Patentowym PRL.

Przy zastosowaniu własnych metod badawczych przeanalizowano wpływ niejednorodności struktury na właściwości wytrzymałościowe tworzyw.

W programie badań wykazano bezpodstawność twierdzenia Schapera, dotyczącego wyników badań rentgenowskich, co zostało stwierdzone przy zastosowaniu dwóch aparatów rentgenowskich.

W dziedzinie nie prowadzonych dotychczas badań w stosunku do tworzyw wzmacnianych wykazano w dwóch niezależnych programach badań, że istnieje możliwość ustalenia współzależności pomiędzy twardością i wytrzymałością oraz podana została odpowiednia zależność wraz z ustalonymi współczynnikami dla różnych rodzajów tworzyw.

Na bazie przekonstruowanego we własnym zakresie konsystometru Höpplera opracowano odmienną metodę otrzymywania krzywej termomechanicznej oraz podano wyniki wpływu obróbki cieplnej tworzyw na właściwości wytrzymałościowe.

W ramach realizowanych prac zleconych autor prowadzi dalsze badania w zakresie wpływu różnych środowisk na wytrzymałość i długotrwałość konstrukcji laminatowych, renowacje objektów przemysłowych stosując wielkocząsteczkowe tworzywa wzmacniane, jak również pracuje nad optymalizacją właściwości tworzyw, co zostało do 1986 roku zastrzeżone dalszymi czterema wnioskami do ochrony patentowej w Urzędzie Patentowym PRL.

R o z d z i a ł 15

ANALIZA BŁĘDÓW

Zestawienie istotniejszych wartości odchyłek, które mogły powstać bądź w wyniku niedokładności aparatury pomiarowej, bądź w wyniku obliczeń.

1. Pomiar wskazań obciążenia na wykresie rejestratora maszyny INSTRON $\pm$0,2%.
2. Niedoskonałość wskazań aparatury firmy Brüel-Kjaer $\pm$1,5%.
3. Pomiar wielkości wydłużenia bezwzględnego $\pm$1,0%.
4. Wymiary przekroju próbki $\pm$0,2%.
5. Wartość obliczeń wytrzymałościowych $\pm$0,4%.
6. Obliczanie względnego wydłużenia $\pm$1,5%.
7. Obliczanie względnego przewężenia $\pm$2,0%.
8. Obliczanie modułu sprężystości wzdłużnej $\pm$0,2%.
9. Obliczanie liczby Poissone'a $\pm$3,5%.
10. Prędkość przesuwu belki poprzecznej $\pm$0,1%.
11. Tolerancja stabilności temperatury w komorze $\pm$0,3%.
12. Odchyłki współczynnika wzmocnienia $\pm$2,0%.
13. Obliczanie masy właściwej laminatu $\pm$2,0%.
14. Odczytu pochylenia wykresu z układu rejestratora maszyny wytrzymałościowej dokonano z dokładnością $\pm$7,5 minuty, co w odniesieniu do jednego stopnia daje różnicę odchyleń około $\pm$12,5%.
15. Wymiary średnic elementarnych włókien i osi eliptycznych pęcherzy mikroskopu $\pm$2,0%.
16. Błędy, które mogły wyniknąć na skutek zmiany kąta ułożenia włókien tkaniny przy wykonawstwie płyt o $\pm$1 stopień, wpływają na odchyłki:

a - maksymalnych naprężeń rozciągających $\pm$0,6%,
b - modułu sprężystości wzdłużnej $\pm$0,6%,
c - liczby Poissone'a $\pm$3,6%.

R o z d z i a ł 16

ZESTAWIENIE STOSOWANYCH SYMBOLI

α - współczynnik pewności
δ - maksymalne wydłużenie
Δ_z - średnie odchylenie zredukowane
ε_i - odkształcenie jednostkowe (i = 1,2,3,...)
ε_{si} - odkształcenia jednostkowe odpowiadające T_{si}
$\varepsilon_{(t)}$ - odkształcenie w funkcji czasu
ε_e - odkształcenie jednostkowe odpowiadające T_e
ε_w - odkształcenie w materiale wzmocnienia
ε_s - odkształcenia w spoiwie
χ - parametr nieliniowości
μ_α - liczba Poissone'a pod określonym kątem
$\mu_{x,y}$ - liczba Poissone'a określająca odkształcenia w kierunku osi y, przy obciążeniu działającym w kierunku osi x
$\mu_{śr}$ - wartość średnia liczby Poissone'a
Θ - kąt zwilżenia
$\pi(t)$ - wielkość stanu uszkodzeń w funkcji czasu t
σ - ogólne naprężenia rozciągające
σ_z - maksymalne naprężenia rozciągające
σ_j - naprężenia rozciągające (j = x,y,z)
σ_o - naprężenia początkowe
σ_t - naprężenia w funkcji czasu
σ_w - naprężenia przenoszone przez wzmocnienie
σ_s - naprężenia przenoszone przez spoiwo
σ_{rw} - naprężenia rozciągające we wzmocnieniu
σ_{rs} - naprężenia rozciągające w spoiwie
σ_{w1} - naprężenia przenoszone w nośniku wzdłuż osi 1

σ_{s1} - naprężenia przenoszone w spoiwie wzdłuż osi 1

σ_e - naprężenia ekwiwalentne

σ_s - naprężenia styczne

ρ - gęstość laminatu

ρ_w - gęstość wzmocnienia szklanego

$\rho_ż$ - gęstość żywicy

τ - czas relaksacji

τ_o - okres drgań atomów

ψ - współczynnik wzmocnienia w tworzywie

ω - częstotliwość drgań atomów

b - szerokość próbki

c - wartość odczytana na skali aparatu Brüel-Kjaer

C - koncentracja wilgoci przy początkowej porowatości

d - ogólnie średnica

D - współczynnik dyfuzji

E_i - moduł sprężystości wzdłużnej (i = 1,2,3,...)

E_j - moduł sprężystości wzdłużnej (j = x,y,z)

$E_{śr}$ - średnia wartość modułu sprężystości wzdłużnej

E_w - moduł sprężystości wzdłużnej wzmocnienia

E_s - moduł sprężystości wzdłużnej spoiwa

ΔE - przyrost energetycznej bariery cieplnej aktywacji

F_i - wartość obciążenia (i = 1,2,3,...)

F_l - obciążenia działające równolegle do włókien osnowy

F_p - obciążenie działające prostopadle do włókien osnowy

F_t - obciążenie styczne

F_o - początkowa wartość obciążenia

F_{gpl} - górna graniczna wartość obciążenia pierwszej fazy proporcjonalności

ΔF_i - przyrost obciążenia

g - grubość próbki

H_x - chwilowy współczynnik sprężystości wzdłużnej w osi x

H_y - chwilowy współczynnik sprężystości wzdłużnej w osi y

k - stała Boltzmanna

K - stała szybkości zmian niszczenia

l - całkowita długość próbki

l_z - długość kształtki po 48 godzinach ogrzewania

l_o - pomiarowa długość próbki

Δl_i - przyrost długości próbki na odcinku pomiarowym

l_3 - robocza długość próbki

L_o - baza ekstensometru

m - masa próbki

m_w - masa wzmocnienia szklanego w tworzywie

$m_ż$ - masa żywicy

n - ilość obciążeń wstępnych lub próbek

N - nasiąkliwość laminatu

N_∞ - nasiąkliwość po nieskończenie długim czasie

p - przełożenie ekstensometru

PS_{48} - skurcz wtórny po 48 godzinach ogrzewania

R - stała gazowa

S - powierzchnia poprzecznego przekroju próbki

S_w - powierzchnia włókien wzmocnienia w poprzecznym przekroju próbki

S_s - powierzchnia spoiwa w poprzecznym przekroju próbki

S_x - poprzeczny przekrój słoi wzdłuż osi x

S_y - poprzeczny przekrój słoi wzdłuż osi y

s - wartość stała aparatu Brüel-Kjaer

S_n - odchyłka średniokwadratowa

T - ogólnie temperatura

T_s - temperatura stanu szklistego

T_{si} - temperatura zeszklenia (i = 1,2,3,...)

T_e - temperatura stanu wysokoelastycznego

T_{ei} - temperatura stanu wysokoelastycznego (i = 1,2,3,...)

T_p - temperatura stanu płynnego

t_b - bazowy czas odniesienia

t - ogólnie czas

w - współczynnik wariacji

W - średnia objętościowa koncentracja wilgoci

z - zawartość pęcherzy w tworzywie

$\bar{x}$ - średnia wartość danej wielkości

x_i - kolejne oznaczenia danej wielkości (i = 1,2,3,...)

Q - wielkość stała

A - wielkość charakteryzująca lepkość tłumika

B_x - część wzmocnienia równoległa do osi x

$\dot{F}$ - prędkość zmiany obciążenia

H_s - moduł chwilowej sprężystości spoiwa

n_A - współczynnik czasu relaksacji tworzywa

μ_s - liczba Poissone'a dla spoiwa

LITERATURA

1. ROMANOWSKI S.J. - Wybrane zagadnienia analizy właściwości mechanicznych niektórych konstrukcyjnych tworzyw wzmacnianych. Monografia. Wydawnictwa Uczelniane. Lublin 1983.
2. TARNOPOLSKIJ Ju.M., SKUDRA A.M. - Konstrukcjonnaja procznost i dieformatiwnost stiekłopłastikow. ZINATNE. Riga 1966.
3. ROMANOWSKI S.J. - Przetwórstwo tworzyw sztucznych. P.L. Lublin 1980.
4. SZUL G.S. i inni - Wlijanije prirody swiazujuszczego na adgiezjonnuju procznost sistiemu polimier-uglerodnoje wołokno. Miechanika kompozitnych matieriałow. 1981, nr 2.
5. KRYWULT B. - Praca doktorska. Politechnika Śląska. Gliwice 1973.
6. WALCZAK K. - Wpływ parametrów technologicznych przetwórstwa na własności rur ciśnieniowych poliestrowo-szklanych. Praca doktorska. Gliwice 1975.
7. KŁOSOWSKA Z., KRÓLIKOWSKI W., PENCZAK P. - Żywice i laminaty poliestrowe. WNT. Warszawa 1969.
8. SKUDRA A.M., BUŁAWS F.Ja., ROCIENS K.A. - Połzuczest i staticzeskaja ustałost armirowannych płastikow. ZINATNE. Riga 1971.
9. KRYWULT B. - Zastosowanie żywic epoksydowych w kompozytach AL - włókna stalowe. Mechanik. 1982, nr 2.
10. Tworzywa termoplastyczne z mikrokulkami szklanymi. Mechanik. 1982, nr 1.
11. ZIMMERMAN J., WILCZYŃSKI A.P. - Wpływ wzmacniających napełniaczy kulistych na własności mechaniczne kompozytów. Polimery. 1980, nr 5.
12. JEROSOW W.S. i inni - Wlijanije tiempieratury na miechaniczeskije charaktieristiki nitiej bora. Miechanika Kompozitnych Materiałow. 1982, nr 2.
13. MAKSIMOW R.D., PONOMARIEW W.M. - Dignostirowanije nawrożdajemosti gibridnogo kompozita pod diejstwijem miechaniczeskich nagruzok. Miechanika kompozitnych Matieriałow. 1982, nr 1.
14. Tworzywa sztuczne wzmacniane włóknami węglowymi. Mechanik, 1981, nr 10-11.
15. KORONA L. - Tworzywa sztuczne wzmacniane włóknami węglowymi. Przegląd Mechaniczny. 1985, nr 18.
16. IZBICKA J. - Badanie zjawisk na granicy faz włókno szklane - żywica w poliestrowych tworzywach wzmocnionych. Praca doktorska. Szczecin 1979.
17. Praca zbiorowa. Technologia szkła. Arkady. Warszawa 1972.
18. HELLWIC G.E., SELL P.J., WIEST H. - Adhäzion. 1968, nr 12.
19. EHRENSTEIN G.W. - Dissertation. TH. Hannover 1967.
20. NEUMAN A.W. - Werkstoffe und Korrosion. 1969, nr 20.
21. KRÓLIKOWSKI W. - Tworzywa zbrojone na konstrukcje okrętowe. Materiały Sympozjum. Ustka 1972.
22. KROLIKOWSKI W. - Polimery, 1973, nr 18.
23. MÜLLER V., WIEDEMANN G. - Faserforschund und Tekstiltechnik. 1969, nr 1.
24. BRADLEY H.B., STERMAN S. - Annual Technical Conference. The Society of the Plastics Industry, 1961, 15, 8-D.

25. STERMAN S., BRADLEY H.B. - 1961, 16 ATC SPI 11-C.

26. WÖHRMANN - Dissertation. TH. Aachen 1976.

27. TROCKMORTON P.E., BROWN M.W. - Annual Technical Conference. The Society of the Plastics Industry. 1965, 20, 15-A.

28. WYATT R.C., ASHBEE K.H.G. - Fibre Science and Technology. Elsevier Plb. Comp. 1969.

29. GUTFREUND K., WEBER H.S. - ATC SPI. 1961, 16, 8-C.

30. EASKINS W.I. - Interfaces in Composites ASTM. 1969, 137.

31. WIEDEMANN G. - Faserforschung und Tekstiltechnik, 1971, nr 22.

32. BOCK E. - Kunststoffe. 1954, nr 44.

33. DIETZ A.G.H. - Design Theory of Reinforced Plastics. Reinhold Publ. Corp. New York, 1957.

34. SKUDRA A.M., PŁUME E.Z. - Procznost ortogonalno armirowannych płastikow pri odnoosnom rastjażenii. Miechanika Polimierow. 1973, nr 4.

35. TSAI S.W. - Strength Characteristics of Composite Materials. NASA. CR 224, 1965.

36. WILCZYŃSKI A.P. - Procesy zniszczenia mechanicznego polimerow konstrukcyjnych. Przegląd Mechaniczny, 1982, nr 9, 10, 11, 12.

37. WILCZYŃSKI A.P. - Własności mechaniczne polimerów konstrukcyjnych. Przegląd Mechaniczny 1985, nr 1, 2, 3, 4.

38. NIEDERSTADT G. - Druckprüfung an Glasfaserverstärkten Kunststoffen. Kunststoffe. 1963, nr 4.

39. KINCIS T.Ja., ROZIE A.B., ŻIGUN J.G. - Mietody staticzeskich ispytanij armirowannych płastikow. Riga 1972.

40. MENGES G., KLENHOLTZ R. - Untersuchungen an Kunststoffern mit Verstärkungen aus Spezialfasern. Kunststoffe. 1968, nr 12.

41. ZAWADZKI J., NOWAK M. - Badania własności mechanicznych poliamidu na próbkach pierścieniowych. P.W. Wrocław 1970, nr 4.

42. FELDE W. - Plaste und Kautschuk. 1963, nr 9 i 10.

43. ROMANOWSKI S.J. - Badania i obliczenia wytrzymałościowe oraz technologia remontów instalacji z tworzyw wzmacnianych do produkcji kaprolaktamu, holenderskiej firmy "PLASTICON". Praca zlecona. Lublin 1984.

44. BAYER E. - Engineering Design for Plastics. New York 1964.

45. BOLLER K.H. - Effect of long-term loanding no glass-reiforced plastics laminates. Proc. of 14 Annual SPI Conference. Chicago 1959.

46. SMIRNOWA M.K. - Procznost korpusa sudna iz stiekłopłastikow. Sudostrojenije. Leningrad 1965.

47. KORTIEN Ch.T. - Razruszenije armirowannych płastikow. Chimija. Moskwa 1967.

48. HAND W. - ATC SPI, 1965, 20, 1-E.

49. NEMEC J., SERENSEN S. - Procznost płastmass. Maszynostrojenije. Moskwa 1980.

50. LUBAS M.W. - Nasycanie rowingu żywicami syntetycznymi w nowym urządzeniu sycącym. Przegląd Mechaniczny. 1978, nr 13.

51. SCHWENCKE H - Kunststoffe. 1969, nr 12.

52. JAWORSKI B. i inni - Mechanika. Podstawy fizyki cząstkowej i termodynamiki. PWN. Warszawa 1974.

53. McNEIL D.W., BENNET - Modern Plastics. 1964, nr 3.

54. DEDIUCHIN W.G., STAWROW W.P. - Tiechnołogija priessowanija i procznost izdielij iz siekłopłastikow. Chimija. Moskwa 1968.

55. BUROW A.K., ANDRIJEWSKAJA G.D. - Wysokoprocznyje stiekłopłastyki. AN ZSRR. Moskwa 1958.

56. RATAJCZYK A., SOLECKI J. - Tworzywa sztuczne wzmacniane włóknem szklanym. Przegląd Mechaniczny. 1979, nr 18.

57. POLEŻAJEWA P.G., PASZKIEWICZ M.Ju. - Atmosfierostoikost polefirnogo stiekłopłastka. Płasticzeskije Massy. 1981, nr 11.

58. DAVIS R. - Resin system for reiforced plastics. Plastics World. 1963, nr 2.

59. MAYER O. - Glasfaserverstärkungen für Kunststoffe. Probleme und Entwicklungen. Kunststoffe. 1957, nr 8.

60. CZERNIAK K.J. - Epoksydnyje smoły i ich primienienije. Sudostroitielstwo Promyszlennosti. Leningrad 1959.

61. BIKERMANN J.J. - The science of adhesive joints. Academic Press. New York 1961.

62. HASLETT W.H., McGARRY F.I. - ATC SOI. 1962, 17, 14-D.

63. MAŁKIN A.Ja., ASKADSKIJ A.A., KOBRIGA W.W. - Mietody izmierienija miechaniczeskich swojstw polimierow. Chimija. Moskwa 1978.

64. RABINOWICZ A.T. - Wwiedienije w miechaniku armirowannych polimierow. NAUKA. Moskwa 1970.

65. ASKADSKIJ A.A. - Dieformacija polimierow. Chimija. Moskwa 1973.

66. WILCZYŃSKI A.P., PUCIŁOWSKI K. - Obliczanie elementów maszyn wykonanych z tworzyw sztucznych. Przegląd Mechaniczny, 1971, nr 4 i 5.

67. LEE H., NEVILLE K. - Epoksy resins. McGraw-Hill Book Comp. New York 1957.

68. MAZURKIEWICZ S. - Wybrane zagadnienia oceny własności mechanicznych tworzyw termoplastycznych. Politechnika Krakowska. Mechanika 1975, nr 52.

69. POPOW W.A. i inni - Wlijanije tiermoobrabotki na swojstwa fienołoformaldiegidnych stiekłopłastikow. Płasticzeskije Massy. 1976, nr 10.

70. KIERIECKAJA Ł.S. - Wlijanije usłowij utwierżdienija na strukturu epoksidnych stiekłopłastikow i ostatoczyje napriażenija. Płasticzeskije Massy. 1978, nr 3.

71. MOSKATOW K.A. - Tiermoobrabotka izdielej iz armirowannych płastikow. Płasticzeskije Massy. 1978, nr 8.

72. MOSKATOW K.A. - Wlijanije tiermoobrabotki na swojstwa izdielej iz wtoriczych i trieticznych polimierow. Płasticzeskije Massy 1979, nr 5.

73. KOSICKI J. - Trybologiczne aspekty obróbki cieplnej poliamidu 6. Przegląd Mechaniczny, 1980, nr 11.

74. ROMANOWSKI S.J. - Analiza wytrzymałościowa próbek z żywic epoksydowych wzmacnianych tkaniną szklaną. Polska Akademia Nauk. Wydział IV Nauk Technicznych. 1971, T-8.

75. ŁOZIŃSKI J. - Tworzywa sztuczne wzmacniane włóknem szklanym. WNT, Warszawa 1966.

76. ROMANOWSKI S.J. - Własności wytrzymałościowe laminatów na osnowie tkaniny szklanej, przy różnych parametrach temperatury i prędkości zrywania. Rozprawa doktorska. Warszawa 1973.

77. WENDE A., MOEBLS W., MARTIN H. - Glasfaserverstärkte Plaste. Leipzig, 1963.

78. BROJER Z., Hertz Z., PENCZEK P. - Żywice epoksydowe. WNT. Warszawa 1982.

79. JEDLIŃSKI Z., PRADELLOK W., KOTAS A., PODGÓRSKI G., KOLMAN Z., ŁAZOWSKI Z., FOLTYNOWICZ M. - Żywica epoksydowa EGDN - nowe tworzywo o podwyższonej odporności cieplnej. Polimery. 1974, nr 12.

80. ROMANOWSKI S.J. - Badania materiałów laminatowych. Optymalizacja wybranych materiałów i procesów obróbki plastycznej oraz technologii tworzyw sztucznych. WPL. Lublin 1977.

81. ROMANOWSKI S.J. - Badania wytrzymałościowe tworzyw sztucznych wzmacnianych tkaniną szklaną. Biuletyn Lubelskiego Towarzystwa Naukowego. Mat.-Fiz.-Chem. 1976, nr 1.

82. ROMANOWSKI S.J. - Własności wytrzymałościowe laminatów epoksydowych. Przegląd Mechaniczny. 1875, nr 19.

83. ROMANOWSKI S.J. - Określenie niektórych stałych materiałowych laminatów. ZN-T. Lublin 1973, nr 10.

84. ROMANOWSKI S.J. - Badania wytrzymałościowe laminatów epoksydowych w temperaturach podzerowych. Biuletyn Lubelskiego Towarzystwa Naukowego. Mat.-Fiz.-Chem. 1978, nr 2.

85. KOSTRICKIJ S.N., CIRKIN M.Z. - Issledowanije miechaniczeskich swoistw stiekłopłastikow w transwiersalnom naprawlenii pri powyszenoj tiempieraturie. Miechanika Kompozitnych Materiałow. 1981, nr 2.

86. KOMIR W.I., SELEZNOW Ł.N. - Sposob nariezanija riezby riercow. Awtorskije swidietielstwo ZSRR, Nr 524629. Towarnyje znaki. 1976, nr 30, str. 22.

87. FOJE R.Ł. - Nieuprugaja mikromiechanika usadocznych napriażenij w kompozitach. Miechanika. 1978, nr 16.

88. GOJCHMAN B.D. i inni - Prognozirowanije izmienienija charaktieristik kompozitnych matieriałow pri dlitielnom chranienii w jestiestwiennych usłowijach. Miechanika Kompozitnych Materiałow. 1981, nr 5.

89. ZVONAR V. - Plaste und Kautschuk. 1965, nr 11.

90. BLANCK F. - Plaste und Kautschuk. 1962, nr 9.

91. CZECH Z. - Wpływ własności powierzchniowych włókien szklanych w tkaninach na fizykochemiczne i mechaniczne własności tworzyw wzmacnianych. Rozprawa doktorska. Szczecin 1980.

92. FINOGEINOW G.N. i inni - Dołgowiecznost stiekłopłastikow w usłowijach odnoosnogo raztiażenija i nagriewa. Płasticzeskije Massy. 1976, nr 1.

93. WILLIAMS H.L., LANDEL R.F., FERRY J.D. - Journal Am. Chem. Soc. 1955, 77.

94. FERRY J.D. - Lepkosprężystość polimerów. WNT. Warszawa 1965.

95. TOBOLSKY A.V. - J. Appl. Phys. 1956, nr 27.

96. BUECHE F. - Tensile Strength of Plastics below the Glass Temperature. Journal of Applied Physics. 1957, nr 7.

97. URŻUMCIEW Ja.S. - Tiempieraturno-wriemiennaja supierpozicja dla tiermorieołogiczeskich słożnych materiałow. Miechanika Polimierow. 1974, nr 2.

98. DAUGSTIE Cz.Ł. - Sowmiestnoje primienienije tiempieraturno-wriemiennoj i napriażenno-wriemiennoj anałogii dla postrojenija obobszczennych kriwych. Miechanika Polimierow. 1974, nr 3.

99. GOLDMAN A.Ja., GRINMAN A.M. - Wariant tiempieraturno-wriemiennoj anałogii dla czasticzno-kristaliczeskich polimierow. Miechanika Polimierow. 1974, nr 2.

100. LINDEMAN R., WILCZYŃSKI A.P. - O możliwości stosowania superpozycji termiczno-czasowej w procesie rozciągania. Polimery. 1971, nr 7.

101. ROMANOWSKI S.J. - Analiza stosowania superpozycji termiczno-czasowej do tworzyw sztucznych wzmacnianych tkaniną szklaną. Polimery. 1975, nr 11.

102. ROMANOWSKI S.J. - Badania możliwości stosowania superpozycji termiczno-czasowej do tworzyw sztucznych wzmacnianych tkaniną szklaną. Biuletyn Lubelskiego Towarzystwa Naukowego. Mat.-Fiz.-Chim. 1976, nr 2.

103. ROMANOWSKI S.J. - Eksperymentalno-teoretyczna analiza możliwości stosowania superpozycji cieplno-czasowej do tworzyw sztucznych wzmacnianych tkaniną szklaną, w temperaturach podzerowych. Materiały konferencyjne, Gliwice 1977.

104. ROMANOWSKI S.J. - Obliczanie wytrzymałości tworzyw sztucznych. Praktyczne wykorzystanie wyników badań doświadczalnych do wyznaczania wytrzymałości laminatów epoksydowych. Przegląd Mechaniczny. 1978, nr 7.

105. WARD J.M. - Mechaniczne własności polimerów jako tworzyw konstrukcyjnych. PWN. Warszawa 1975.

106. SZLICA R.P. - Osobiennosti dieformirowanija stiekłopłastikow pri raztiażenii. Miechanika Polimierow. 1966, nr 2.

107. KRÓLIKOWSKI W. - Plaste und Kautschuk. 1962, nr 9, s. 61.

108. OUTWATER I.O.Jr. - The fundamental mechanics of reiforced plastics. ASME Papers. 1956, 56-A.

109. SKUDRA A.M., ANTANS W.I. - Usłowije spłosznosti ortogonalno armirowannych płastikow pri raztiażenii. Mechanika Polimierow. 1968, nr 5.

110. AJZINGART L.J. - Issledowanija w obłasti riegulirowanija swojstw tiermopłastow w processie pierierabotki. Awtoriefierat diessiertacji. MChTI im. D.I. Miendelejewa. Moskwa 1977.

111. Kompozycje epoksydowe. Epidiany 51, 53. ZN-65/MPCh/CE-2232.

112. Trójetylenoczteroamina techniczna. ZN-68/MPCh/C-226.

113. KRÓLIKOWSKI W. i inni - Żywice i laminaty poliestrowe. Materiały Sympozjum. Katowice 1971.

114. PLUEDDEMAN E.P. - Annual Technical Conference. The Society of the Plastics Industry. 1965, 20, 19-A.

115. Tworzywa sztuczne. Oznaczenie cech wytrzymałościowych przy statychnym rozciąganiu. PN-81/C-89034.

116. PISARIENKO G.S., SKWORCOWA N.W. - Wlijanije powtornych cikłow nagriewa na moduł procznosti matieriałow na uglerodnoj osnowie. Miechanika Kompozitnych Matieriałow. 1981, nr 2.

117. MOKIJENKO R.Ł. i inni - Wlijanije niskich tiempieratur na fizikomechaniczeskije swojstwa płastikow. Płasticzeskije Massy. 1978, nr 3.

118. ROMANOWSKI S.J. - Głowica maszyny wytrzymałościowej, zwłaszcza do badań w komorze z termoregulacją. Świadectwo autorskie o dokonaniu wynalazku nr 105856 nadane 31.08.1077 r. Opis patentowy stały, nr 75672.

119. ROMANOWSKI S.J. - Głowica maszyny wytrzymałościowej do badań w komorach z termoregulacją. Projekty wynalazcze WSI. Lublin 1977.

120. WHITE R.P. - Time-Temperature Superpositioning of Viscosity Time Profiles of Three High Temperature Epoxy Resins. Polymer Engineering and Science. 1974, nr 1.

121. MIRZOJEW P.G. - Płasticzeskije dietali maszyn i priborow. Maszynostrojenije. Leningrad 1971.

122. KOZŁOW P.M. - Primienienije polimiernych matieriałow w konstrukcjach rabotajuszczich pod nagruzkoj. Stroizdat. Moskwa 1966.

123. SKUDRA A.M., BUŁAWS F.Ja. - Procznost armirowannych płastikow. Chimija. Moskwa 1982.

124. Norma Branżowa. Tkaniny szklane. BN-76/6859-03.

125. ROMANOWSKI S.J. - Wpływ trenowania na własności wytrzymałościowe laminatów. Biuletyn Lubelskiego Towarzystwa Naukowego. Mat.-Fiz.-Chem. 1977, nr 1.

126. ROMANOWSKI S.J. - Analiza wpływu wstępnych obciążeń na własności wytrzymałościowe laminatu epoksydowego. Materiały Konferencyjne II Międzynarodowej Konferencji SIMPLAST-79. Tom 3 A.

127. Tworzywa sztuczne. Klimatyzacja próbek. PN-79/C-89000.

128. TOMASSI W., JANKOWSKA H. - Chemia fizyczna. WNT, Warszawa 1980.

129. DEPUTAT J., PAWŁOWSKI Z. - Badania niejednorodności struktury tworzyw sztucznych za pomocą ultradźwięków. Polimery. 1972, nr 12.

130. SCHAPER W. - Beitrag zu zerstörungsfreien Prüfung Von glasfaserverstärkten Kunststoffen. Materialprüfung. 1968, nr 2.

131. KRASNIKOW A.M. - Ob uczetie wlijanija mikrotrieszczin w staticzeskoj kinematiczeskoj modieli razruszenija pri odnoosnom raztiażeni matieriała. Miechanika Kompozitnych Polimierow. 1983, nr 1.

132. Polska Norma. PN-68/C-89030. Oznaczania twardości metodą wciskania kulki.

133. BRONIEWSKI A., IWSIEWICZ A., KAPKO J., PŁACZEK W. - Metody badań i ocena własności tworzyw sztucznych. WNT, Warszawa 1970.

134. ZAWADZKI J., NOWAK H. - Wytrzymałość a twardość winiduru. Przegląd Mechaniczny. 1965, nr 20.

135. ROMANOWSKI S.J. - Opis patentowy stały, nr 106038. Świadectwo autorskie nr 140125 z dnia 21.06.1982.

ANALIZA WPŁYWU WYBRANYCH CZYNNIKÓW
NA WŁAŚCIWOŚCI FIZYKOMECHANICZNE NIEKTÓRYCH KOMPOZYTÓW POLIMEROWYCH

S t r e s z c z e n i e

W pierwszej części pracy przedstawiono studium analityczno-krytyczne z danej dziedziny zagadnień na podstawie prac naukowych i publikacji, które łączą się tematycznie z zakresem i wynikami opublikowanych i prowadzonych badań własnych, z uwzględnieniem opisu matematycznego modeli reologicznych.

Druga część pracy badawczej obejmuje opisy i wyniki badań własnych, głównie tworzyw wzmacnianych w niskich temperaturach, wraz z podaniem własnych wzorów na obliczanie wytrzymałości, zastosowanie po raz pierwszy do tworzyw wzmacnianych w zakresie niskich temperatur superpozycji temperaturowo-prędkościowej w odniesieniu do naprężeń, z jednoczesnym opracowaniem własnej "graficznej metody superpozycji temperaturowo-prędkościowej".

Przeprowadzone też zostały, nie stosowane dotychczas do tego rodzaju tworzyw, badania dotyczące wpływu wstępnych obciążeń (kondycjonowania tworzywa) na optymalizację jego właściwości, jak również nie publikowane dotychczas badania w zakresie współzależności pomiędzy twardością i wytrzymałością tworzyw polimerowych.

Na przekonstruowanym we własnym zakresie konsystometrze Höpplera opracowano odmienną metodę otrzymywania krzywych termomechanicznych, a także w odrębnym programie dokonano analizy wpływu porów wewnętrznych i zewnętrznych na właściwości wytrzymałościowe tworzyw, z podaniem odpowiednich wniosków.

Z niniejszą pracą wiążą się dwa patenty autorskie.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ИЗБРАННЫХ ФАКТОРОВ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОСТАВНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПОЛИМЕРОВ

Р е з ю м е

В первой части работы представлено аналитическо-критическое произведение этой области проблемы, на основании публикаций и научных работ, которые тематически соединяются с результатами опубликованных и управляемых собственных научных исследований с учетом математического описания реологических моделей.

Вторая часть исследовательской работы охватывает описания и результаты собственных научных исследований стеклопластиков в низких температурах с представлением собственных формул для вычисления упругости, применение в первый раз температурно-временной суперпозиции для стеклопластиков в низких температурах, относительно напряжений с разработкой собственного "графического метода температурно-временной суперпозиции".

Проведено не применяемые до сих пор для стеклопластиков испытания, относительно влияния предварительных нагрузок (кондицирование материала), на улучшение стеклопластиков, а также не публикованные до сих пор исследования над зависимостью между твердостью и прочностью полимерных веществ.

На переконстрированной консистеметре Гоппlера, разработан другой метод получения термомеханических кривых, а также в иных программах выполнен анализ влияния внутренних и наружных пузирев на упругие свойства стеклопластиков, с предложением авторских выводов.

С работой соединяются два авторски патента.

THE ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF THE SELECTED FACTORS ON PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF SOME POLYMER PLASTICS

S u m m a r y

The first part of this work presents an analytical and critical survey of the scientific literature concerned with the range and results of the author's research and his published results on the problems involved together with a mathematical description of the rheological models.

The other part of the work includes descriptions and results of the author's research, mainly on strengthened plastics at low temperatures, giving his own formulae to calculate the strength. It shows, for the first time, the application of temperature - speed superposition, with reference to stresses, to the case of reinforced plastics in the low temperature range. It contains a full description of the author's own graphical method of temperature - speed superposition. It also presents original work concerning the effect of initial loads (conditioning the plastics), not previously applied to this type of plastic, on the optimization of its properties, together with hitherto unpublished investigations of the interrelation between the hardness and strength of polymer plastics.

Additionally, an original method of obtaining thermomechanical curves has been developed using the Höppler consistometer reconstructed by the author. In a separate programme an analysis of the effect of external and internal pores on the mechanical properties of plastics has been carried out and the author's conclusions are given.

The author has been granted two patents in connection with the work presented in this paper.

BIBLIOTEKA GŁÓWNA
Politechniki Śląskiej
P 3361/87/84

WYDAWNICTWA NAUKOWE I DYDAKTYCZNE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ MOŻNA NABYĆ W NASTĘPUJĄCYCH PLACÓWKACH:

44-100 Gliwice — Księgarnia nr 096, ul. Konstytucji 14 b
44-100 Gliwice — Spółdzielnia Studencka, ul. Wrocławska 4 a
40-950 Katowice — Księgarnia nr 015, ul. Żwirki i Wigury 33
40-096 Katowice — Księgarnia nr 005, ul. 3 Maja 12
41-900 Bytom — Księgarnia nr 048, Pl. Kościuszki 10
41-500 Chorzów — Księgarnia nr 063, ul. Wolności 22
41-300 Dąbrowa Górnicza — Księgarnia nr 081, ul. ZBoWiD-u 2
47-400 Racibórz — Księgarnia nr 148, ul. Odrzańska 1
44-200 Rybnik — Księgarnia nr 162, Rynek 1
41-200 Sosnowiec — Księgarnia nr 181, ul. Zwycięstwa 7
41-800 Zabrze — Księgarnia nr 230, ul. Wolności 288
00-901 Warszawa — Ośrodek Rozpowszechniania Wydawnictw Naukowych PAN — Pałac Kultury i Nauki

Wszystkie wydawnictwa naukowe i dydaktyczne zamawiać można poprzez Składnicę Księgarską w Warszawie, ul. Mazowiecka 9.