



**POLITECHNIKA  
BYDGOSKA**  
im. Jana i Jędrzeja Śniadeckich

**RADA NAUKOWA DYSCYPLINY INŻYNIERIA  
MECHANICZNA**

**ROZPRAWA DOKTORSKA**

**mgr inż. Katarzyna Balcer**

**Analiza właściwości mechanicznych  
termoplastycznych laminatów metalowo-  
włóknistych zbrojonych tkaniną węglową  
wytwarzanych metodą prasowania na gorąco**

**Analysis of the mechanical properties of Thermoplastic  
Fiber Metal Laminates reinforced with carbon fabric  
manufactured by hot pressing**

**DZIEDZINA: NAUKI INŻYNIERYJNO-TECHNICZNE  
DYSCYPLINA: INŻYNIERIA MECHANICZNA**

**PROMOTOR**

**PROF. DR HAB. INŻ. DARIUSZ BOROŃSKI**

**POLITECHNIKA BYDGOSKA IM. J. J. ŚNIADECKICH**

**Bydgoszcz, 2025**

## **Podziękowania**

Pragnę serdecznie podziękować Promotorowi mojej pracy, prof. dr. hab. inż. Dariuszowi Borońskiemu, za daną mi szansę, nieocenione wsparcie i cierpliwość. Jestem ogromnie wdzięczna za poświęcony mi czas, merytoryczne wskazówki oraz życzliwą pomoc na każdym etapie przygotowywania niniejszej rozprawy doktorskiej.

Wyrazy wdzięczności kieruję do Koleżanek i Kolegów z Zakładu Technologii Polimerów i Powłok Ochronnych Wydziału Technologii i Inżynierii Chemicznej Politechniki Bydgoskiej za przekazaną wiedzę, życzliwość oraz możliwość korzystania z aparatury badawczej.

Szczególne podziękowania składam całemu Laboratorium Badań Materiałów i Konstrukcji Politechniki Bydgoskiej za przyjazną atmosferę, wspólnie spędzony czas w laboratorium, chwile pełne uśmiechu, a przede wszystkim za udostępnienie aparatury badawczej oraz pomoc w realizacji badań. Jestem również wdzięczna Katedrze Podstaw Konstrukcji Maszyn i Inżynierii Mechanicznej oraz Katedrze Technik Wytwarzania Politechniki Bydgoskiej za merytoryczne wsparcie, dzielenie się doświadczeniem oraz zapewnienie dostępu do zaplecza badawczego.

Moje uznanie kieruję także do firmy PONTACOL za przekazanie folii adhezyjnej, dzięki której możliwe było wykonanie laminatów stanowiących główny przedmiot badań w niniejszej rozprawie.

Najgłębszą wdzięczność pragnę wyrazić moim Najbliższym, Rodzinie i Rodzeństwu za niezachwiane wsparcie, cierpliwość i otuchę w najtrudniejszych chwilach oraz za to, że nigdy we mnie nie zwątpili i zawsze dodawali mi odwagi.

Wszystkim, którzy okazali mi pomoc i wsparcie w realizacji niniejszej rozprawy doktorskiej, składam szczerze podziękowania.

## WYKAZ SKRÓTÓW, SYMBOLI I JEDNOSTEK

**23.110** – folia adhezyjna będąca zmodyfikowanym polipropylenem, produkowana przez firmę PONTACOL  
**AA6061** – stop aluminium 6061  
**ABS** – akrylonitryl-butadien-styren  
**AF** – włókno aramidowe (aramid fiber)  
**ARALL** – laminaty aluminiowe wzmacniane włóknem aramidowym (aramid reinforced aluminium laminate)  
**CARALL** – laminaty aluminiowe wzmacniane włóknem węglowym (carbon reinforced aluminum laminates)  
**CDM** – mechanika uszkodzeń ciągłych (continuum damage mechanics)  
**CF** – włókno węglowe (carbon fiber)  
**CFRP** – polimer wzmocniony włóknem węglowym (carbon fiber reinforced plastic)  
**CFRTP** – tworzywo termoplastyczne wzmocnione włóknem węglowym (carbon fiber reinforced thermoplastic)  
**CRTM** – kompresyjne formowanie z transferem żywicy (compression resin transfer moulding)  
**CZM** – model strefy łączenia (cohesive zone model)  
**DCB** – badanie belki o dwóch wspornikach (double cantilever beam)  
**DIC** – cyfrowa korelacja obrazu (digital image correlation)  
**ENF** – próba zginania z nacięciem przy końcu (end-notched flexure)  
**FEP** – folia adhezyjna z kopolimeru etylen-propylen, produkowana przez firmę HOLSCOT  
**FML** – laminaty metalowo-włókniste (fiber metal laminate)  
**FRTC** – włóknisty kompozyt termoplastyczny (fiber reinforced thermoplastic composite)  
**FRP** – polimer wzmacniany włóknami (fiber reinforced polymer)  
**FSDT** – teoria pierwszego rzędu deformacji ścinających (first-order shear deformation theory)  
**GF** – włókno szklane (glass fiber)  
**GLARE** – epoksydowy laminat aluminiowy wzmocniony włóknem szklanym (glass laminate aluminium reinforced epoxy)  
**HSDT** – teoria wyższego rzędu deformacji ścinających (higher-order shear deformation theory)  
**MES** – metoda elementów skończonych  
**MVF** – objętościowa zawartość metalu (metal volume fraction)  
**NASA** – Narodowa Agencja Aeronautyki i Przestrzeni Kosmicznej Stanów Zjednoczonych (National Aeronautics and Space Administration)  
**NDM** – nielokalny model uszkodzeń (nonlocal damage model)  
**PA** – poliamid  
**PBT** – politereftalan butylenu  
**PC** – poliwęglan

**PE** – polietylen  
**PEEK** – polieteroeteroketon  
**PEI** – polieteroimid  
**PES** – polieterosulfon  
**PFM** – metoda pola fazowego (phase-field fracture method)  
**PP** – polipropylen  
**PPS** – polisiarczek fenylu  
**ROM** – reguła mieszanin (rule of mixture)  
**RTM** – formowanie transferowe żywicy (resin transfer moulding)  
**RVE** – reprezentatywna objętość elementarna (representative volume element)  
**SEM** – skaningowy mikroskop elektronowy  
**TFML** – termoplastyczne laminaty metalowo włókniste (thermoplastic fiber metal laminate)  
**TiGr** – laminat tytanowo-grafitowy  
**TPC** – kompozyt termoplastyczny (thermoplastic composite)  
**TPU** – termoplastyczny poliuretan  
**UMAT** – podprogram w Abaqus służący do definiowania własnego modelu materiałowego (user material)  
**VARTM** – formowanie z transferem żywicy wspomagane próżnią (vacuum assisted resin transfer moulding)  
**VUMAT** – podprogram w Abaqus służący do definiowania własnego modelu materiałowego w analizach dynamicznych (vectorized user material)  
**E** – moduł Younga, Pa  
 **$E_c$**  – moduł sprężystości wzdłużnej kompozytu, Pa  
 **$E_f$**  – moduł Younga włókien, Pa  
 **$E_M$**  – moduł sprężystości wzdłużnej matrycy, Pa  
 **$E_m$**  – moduł Younga metalu, Pa  
 **$E_{spec}$**  – moduł sprężystości wzdłużnej właściwy,  
 **$E_t$**  – moduł sprężystości wzdłużnej, Pa  
 **$f_f$**  – ułamek objętościowy włókna, –  
 **$f_M$**  – ułamek objętościowy matrycy, –  
 **$\sigma$**  – naprężenie, Pa  
 **$\sigma_c$**  – wytrzymałość warstwy kompozytowej, Pa  
 **$\sigma_L$**  – wytrzymałość laminatu, Pa  
 **$\sigma_{0.2L}$**  – wytrzymałość laminatu, Pa  
 **$\sigma_m$**  – wytrzymałość warstwy metalowej, Pa  
 **$\sigma_Y$**  – granica plastyczności, Pa  
 **$\sigma_M$**  – wytrzymałość na rozciąganie, Pa  
 **$\sigma_{1T}$**  – wytrzymałość na rozciąganie wzdłuż włókien, Pa  
 **$\sigma_{2T}$**  – wytrzymałość na rozciąganie prostopadle do kierunku włókien, Pa  
 **$\sigma_x$**  – wytrzymałość XYZ, Pa  
 **$\sigma_y$**  – wytrzymałość XYZ, Pa  
 **$N_x$**  – siła wypadkowa na jednostkę długości, N/mm



$\nu$  – współczynnik Poissona, –  
 $G$  – moduł sprężystości poprzecznej, Pa  
 $\alpha$  – współczynnik kierunkowy, –  
 $\beta$  – parametr geometryczny zależny od kształtu i orientacji włókien, –  
 $\varepsilon$  – odkształcenie, mm/mm lub %  
 $\varepsilon_b$  – odkształcenie przy zerwaniu, mm/mm  
 $\varepsilon_x$  – odkształcenie poprzeczne mm/mm  
 $\varepsilon_y$  – odkształcenie wzdłużne, mm/mm  
 $b$  – grubość odcinka pomiarowego, mm  
 $\bar{x}$  – średnia wartość, –  
 $s$  – odchylenie standardowe, –  
 $t_i$  – grubość pojedynczej warstwy metalowej,  
 $t_{ot}$  – całkowita grubość laminatu,  
 $\rho$  – gęstość g/cm<sup>3</sup>  
 $\rho_c$  – gęstość kompozytu g/cm<sup>3</sup>  
 $\rho_M$  – gęstość matrycy polimerowej g/cm<sup>3</sup>

## Spis treści

|                                                                            |    |
|----------------------------------------------------------------------------|----|
| 1. Wprowadzenie.....                                                       | 7  |
| 2. Analiza stanu wiedzy .....                                              | 9  |
| 2.1. Kompozyty wzmacniane włóknami.....                                    | 9  |
| 2.1.1. Kompozyty FRP wzmacniane tkaninami.....                             | 10 |
| 2.1.2. Kompozyty termoplastyczne .....                                     | 14 |
| 2.2. Laminaty metalowo-włókniste.....                                      | 16 |
| 2.3. Modelowanie materiałów heterogenicznych .....                         | 21 |
| 2.3.1. Modele mikromechaniczne.....                                        | 22 |
| 2.3.2. Modele mezoskalowe .....                                            | 25 |
| 2.3.3. Modele makroskalowe.....                                            | 27 |
| 2.4. Mechanizmy uszkodzeń materiałów heterogenicznych.....                 | 28 |
| 2.4.1. Uszkodzenia tkanych kompozytów .....                                | 28 |
| 2.4.2. Uszkodzenia laminatów włóknistych .....                             | 33 |
| 2.4.3. Mechanizmy uszkodzeń a klasyczne teorie zniszczenia .....           | 37 |
| 2.5. Metody analizy materiałów heterogenicznych w ujęciu numerycznym ..... | 39 |
| 2.5.1. Kompozyty wzmacniane tkaniną.....                                   | 39 |
| 2.5.2. Laminaty metalowo-włókniste .....                                   | 40 |
| 3. Uzasadnienie podjęcia tematu i cel pracy .....                          | 45 |
| 4. Program i metody badań .....                                            | 47 |
| 4.1. Program badań .....                                                   | 47 |
| 4.2. Metody badań .....                                                    | 48 |
| 4.2.1. Wyznaczanie gęstości.....                                           | 48 |
| 4.2.2. Statyczna próba rozciągania .....                                   | 49 |
| 4.2.3. Rozkład odkształceń .....                                           | 51 |
| 4.2.4. Statyczna próba trójpunktowego zginania .....                       | 51 |
| 4.2.5. Degradacja modułu sprężystości wzdłużnej .....                      | 52 |
| 4.2.6. Analiza mikroskopowa i fraktografia przełomów .....                 | 52 |
| 4.2.7. Analiza statystyczna .....                                          | 53 |
| 4.2.8. Weryfikacja modeli .....                                            | 55 |
| 5. Obiekty badań .....                                                     | 60 |
| 5.1. Charakterystyka badanych materiałów .....                             | 60 |
| 5.1.1. Materiały bazowe.....                                               | 60 |
| 5.1.2. Kompozyty termoplastyczne .....                                     | 63 |
| 5.1.3. Termoplastyczne laminaty metalowo-włókniste .....                   | 66 |
| 5.2. Próbkki do badań .....                                                | 67 |
| 6. Wyniki badań i ich analiza .....                                        | 70 |
| 6.1. Gęstość.....                                                          | 70 |
| 6.1.1. Materiały bazowe i kompozyty CF RTP .....                           | 70 |
| 6.1.2. Laminaty TFML .....                                                 | 72 |
| 6.2. Statyczna próba rozciągania .....                                     | 73 |
| 6.2.1. Materiały bazowe i kompozyty CF RTP .....                           | 73 |
| 6.2.2. Folie adhezyjne.....                                                | 86 |

|        |                                                           |     |
|--------|-----------------------------------------------------------|-----|
| 6.2.3. | Laminaty TFML .....                                       | 87  |
| 6.3.   | Rozkłady odkształceń .....                                | 103 |
| 6.3.1. | Kompozyty termoplastyczne .....                           | 103 |
| 6.3.2. | Laminaty TFML .....                                       | 107 |
| 6.4.   | Współczynnik Poissona .....                               | 110 |
| 6.4.1. | Materiały bazowe i kompozyty CFRTP .....                  | 110 |
| 6.4.2. | Laminaty TFML .....                                       | 114 |
| 6.5.   | Weryfikacja modeli.....                                   | 116 |
| 6.5.1. | ROM .....                                                 | 117 |
| 6.5.2. | MVF .....                                                 | 118 |
| 6.5.3. | Klasyczna teoria laminowania .....                        | 120 |
| 6.5.4. | Modelowanie metodą superpozycji .....                     | 129 |
| 6.5.5. | Model numeryczny – Composite Layup.....                   | 132 |
| 6.6.   | Degradacja modułu sprężystości wzdłużnej .....            | 134 |
| 6.6.1. | Materiały bazowe.....                                     | 134 |
| 6.6.2. | Laminaty TFML .....                                       | 135 |
| 6.7.   | Statyczna próba trójpunktowego zginania .....             | 138 |
| 6.8.   | Charakterystyka uszkodzeń i przełomów .....               | 146 |
| 6.8.1. | Kompozyty tkane pod wpływem obciążeń rozciągających ..... | 147 |
| 6.8.2. | Laminaty pod wpływem obciążeń rozciągających .....        | 151 |
| 6.8.3. | Laminaty pod wpływem obciążeń zginających .....           | 159 |
| 7.     | Podsumowanie .....                                        | 162 |
| 7.1.   | Wnioski.....                                              | 162 |
| 7.2.   | Kierunki dalszych badań.....                              | 165 |
|        | Literatura .....                                          | 166 |

# 1. WPROWADZENIE

Nieustanny rozwój przemysłu, a w szczególności sektorów motoryzacyjnego [1], morskiego [2–4], lotniczego [5–7] i kolejnictwa [7], generuje silne zapotrzebowanie na lekkie [8,9], a zarazem wytrzymałe [10,11] materiały konstrukcyjne. Rosnące ceny paliw oraz zaostrzające się regulacje środowiskowe stawiają przed tymi branżami nowe wyzwania. W celu poprawy osiągnięć pojazdów, redukcji zużycia paliwa [12] i ograniczenia emisji zanieczyszczeń [1,7,13], kluczowym stało się zmniejszenie masy pojazdów przy jednoczesnym zapewnieniu ich bezpieczeństwa. Początkowo przemysł motoryzacyjny i lotniczy w dużym stopniu opierały się na stopach metali, zwłaszcza stopach na bazie aluminium. Jednak materiały metalowe, pomimo wysokiej wytrzymałości, charakteryzują się wysoką gęstością, co stoi w sprzeczności z dążeniem do lekkości konstrukcji. W związku z tym, w poszukiwaniu alternatywnych rozwiązań coraz powszechniej stosuje się kompozyty polimerowe, które charakteryzują się nie tylko odpornością na korozję, lecz także zmniejszoną masą i związanym z tym wysokim stosunkiem wytrzymałości i sztywności do masy, co w konsekwencji prowadzi do oszczędności kosztów i niższego śladu węglowego [14]. We wszystkich gałęziach przemysłu obserwuje się zatem konsekwentne poszukiwanie i wdrażanie elementów konstrukcyjnych opartych na tego typu strukturach, które pozwalają łączyć niską masę z wysoką wytrzymałością [3,15–30].

W ostatnich latach znaczne zainteresowanie wzbudzają hybrydowe laminaty metalowo-włókniste FML (ang. fiber metal laminate), które łączą w sobie właściwości metali i kompozytów polimerowych. Przykładem tego typu materiału jest epoksydowy laminat aluminiowy wzmocniony włóknem szklanym GLARE (ang. glass laminate aluminium reinforced epoxy), który znalazł szerokie zastosowanie w przemyśle lotniczym. Zawdzięcza to wyjątkowym właściwościom mechanicznym, takim jak wysoka wytrzymałość i sztywność w stosunku do niskiej gęstości oraz znakomita odporność na korozję. Niemniej jednak, większość tych laminatów bazuje na żywicach epoksydowych, które mimo swoich zalet cechują się pewnymi ograniczeniami. Należą do nich m.in. niska odporność na pękanie, długi czas przetwarzania oraz trudności związane z recyklingiem. W odpowiedzi na te wyzwania, pojawiło się nowsze rozwiązanie polegające na zastąpieniu żywic epoksydowych tworzywami termoplastycznymi, co prowadzi do uzyskania termoplastycznych laminatów metalowo-włóknistych TFML (ang. thermoplastic fiber metal laminate). Mimo rosnącej liczby badań nad tymi materiałami, specyficzne właściwości mechaniczne, w tym metody modelowania ich zachowania, wciąż pozostają niedostatecznie poznane. Wynika to przede wszystkim z heterogeniczności materiałów bazowych, złożoności procesów wytwarzania, konfiguracji warstw, mechanizmów adhezji międzywarstwowej, a także z interakcji tych czynników.

Rozprawa doktorska składa się z siedmiu rozdziałów. W pierwszej części (rozdział drugi) dokonano przeglądu literatury obejmującego badane materiały:

termoplastyczne kompozyty wzmocnione tkaniną oraz laminaty metalowo-włókniste. Przegląd literatury obejmował również metody modelowania materiałów heterogenicznych w różnych skalach, mechanizmy ich uszkodzeń, teorie zniszczenia laminatów polimerowych zbrojonych włóknami oraz numeryczne metody analizy kompozytów tkaninowych i laminatów metalowo-włóknistych. W drugiej części sformułowano uzasadnienie podjęcia tematu, przedstawiono hipotezę pracy oraz sformułowano cele badawcze (rozdział trzeci), a następnie przedstawiono program i metody badań (rozdział czwarty). Rozdział piąty zawiera charakterystykę badanych materiałów bazowych, opis technologii wytwarzania kompozytów termoplastycznych i termoplastycznych laminatów metalowo-włóknistych. W rozdziale szóstym przedstawiono i omówiono wyniki badań eksperymentalnych, przeprowadzono weryfikację właściwości mechanicznych laminatów na podstawie modeli analitycznych oraz uproszczonego modelu numerycznego. Omówiono również charakterystykę uszkodzeń i przełomów. Rozdział siódmy przedstawia wnioski z przeprowadzonych badań oraz wskazuje możliwe kierunki ich dalszej kontynuacji.

## 2. ANALIZA STANU WIEDZY

### 2.1. KOMPOZYTY WZMACNIANE WŁÓKNAMI

Wzmacnianie polimerów realizowane jest poprzez stosowanie włókien długich (ciągłych) lub krótkich (nieciągłych) [31]. W dalszej części pracy uwagę poświęcono wyłącznie kompozytom zbrojonym włóknami długimi. W materiałach polimerowych wzmacnianych włóknami, dalej określanych jako kompozyty FRP (ang. fiber reinforced polimer), włókna o wysokiej wytrzymałości pełnią kluczową rolę jako główne nośniki obciążeń, podczas gdy polimerowa matryca odpowiada za ich rozpraszanie i utrzymanie w odpowiedniej orientacji [32]. Włókna mogą być umieszczane w orientacji jednokierunkowej lub dwukierunkowej, co umożliwia efektywne przenoszenie obciążeń z matrycy na włókna [33]. Wzmocnienia w kompozytach polimerowych mogą występować w różnych formach, takich jak pojedyncze włókna [34], tkaniny [4,35–37], maty czy taśmy [38,39], z których każda ma swoje specyficzne właściwości i zastosowania.

Właściwości mechaniczne kompozytów FRP zależą nie tylko od właściwości matrycy i rodzaju zastosowanego wzmocnienia, ale także od orientacji włókien, która często jest krytycznym czynnikiem determinującym odporność kompozytów włóknistych na uszkodzenia [23]. Sposób ułożenia włókien oraz ich ilość mają bowiem duży wpływ na rozkład naprężeń w materiale i zachowanie całego kompozytu [40]. Badania potwierdziły, że kompozyty z włóknami ułożonymi w kierunku  $0^\circ$  zazwyczaj charakteryzują się wyższą wytrzymałością na rozciąganie w porównaniu do kompozytów o orientacji włókien wynoszącej  $90^\circ$  lub  $45^\circ$  [41,42]. Ponadto, z analizy literatury wynika, że kompozyty z włóknami zorientowanymi w kierunku  $0^\circ$  osiągają wyższą wytrzymałość na zginanie i ściskanie w porównaniu do kompozytów o orientacji włókien  $90^\circ$ , co podkreśla znaczenie orientacji włókien w kształtowaniu właściwości mechanicznych tych materiałów [42,43]. Należy jednak zauważyć, że ze względu na charakterystykę półproduktów tekstylnych (w tym głównie tkanin) oraz wpływ procesów przetwórczych, w kompozytach zbrojonych włóknami występuje falowanie, które odnosi się do lokalnych odchyłeń od optymalnej orientacji włókien. W rezultacie nigdy nie osiąga się idealnej równoległości ani całkowitego braku falistości włókien [44].

Kompozyty wzmocnione włóknami znalazły zastosowanie w wielu obszarach przemysłu, takich jak kosmonautyka (np. komponenty satelitów i pojazdów kosmicznych), lotnictwo (np. konstrukcje płatowca), oceanotechnika i okrętownictwo (np. konstrukcje morskie, statki), motoryzacja (np. nadwozia samochodowe), inżynieria lądowa (np. mosty, budynki), przemysł sportowy (np. ramy rowerowe), energetyka konwencjonalna i odnawialna (np. izolatory linii energetycznych, łopaty turbin wiatrowych), przemysł chemiczny (np. zbiorniki na substancje chemiczne), medycyna (np. implanty), przemysł drogowy (np. struktury atostadowe) [45]. Wynika to przede wszystkim

ze względu na ich wyróżniające się właściwości mechaniczne, stabilność wymiarową i chemiczną [46,47], odporność na uszkodzenia, odporność na korozję [47] a także ułatwioną technologią wytwarzania [47], umożliwiającą efektywne kształtowanie pożądanych geometrii wyrobów [46]. Wśród najpowszechniej stosowanych form wzmocnienia kompozytów polimerowych w zastosowaniach przemysłowych, kluczową rolę odgrywają włókna szklane GF (ang. glass fiber), aramidowe AF (ang. aramid fiber) oraz węglowe CF (ang. carbon fiber) [48,49].

Jednym z najpopularniejszych rodzajów wzmocnienia jest wzmocnienie włóknem węglowym [50]. Polimery wzmocnione włóknem węglowym CFRP (ang. carbon fiber reinforced plastic) mają liczne zastosowania dzięki swojej doskonałej wytrzymałości, korzystnego stosunku sztywności do masy, dobrej przewodności cieplnej, odporności chemicznej oraz doskonałej odporności zmęczeniowej [51–57]. Materiały te doskonale nadają się do zastosowań, w których istotna jest redukcja masy konstrukcji [17]. W kompozytach wzmocnionych włóknem węglowym wytrzymałość włókien jest wyższa niż wytrzymałość matrycy. Szacuje się, że około 70–90% głównej zdolności nośnej przypada na włókna, ponieważ matryca jest uważana jedynie za medium wiążące [58]. Ponadto, w inżynierii mechanicznej obserwuje się współcześnie wyraźną tendencję do poszukiwania i stosowania materiałów o ograniczonym wpływie na środowisko naturalne, czego przykładem jest coraz częstsze wykorzystanie włókien węglowych pochodzących z recyklingu jako rozwiązania proekologicznego [59].

Współcześnie w zastosowaniach przemysłowych dominują kompozyty FRP z matrycami polimerowymi na bazie tworzyw termoutwardzalnych, cechujące się szeregiem zalet względem metali, takich jak wysoka wytrzymałość, sztywność, odporność na korozję, a przede wszystkim niska masa. Wykazują one wyższą odporność na zmęczenie materiału oraz lepsze właściwości tłumiące w porównaniu do metali, co czyni je idealnym rozwiązaniem w zastosowaniach lotniczych, gdzie elementy są narażone na cykliczne obciążenia oraz w pojazdach, gdzie redukcja hałasu i wibracji jest kluczowa. Jednakże, stosowanie tych materiałów wiąże się również z pewnymi wyzwaniem, takimi jak wysoki koszt produkcji, trudności w naprawie i recyklingu oraz potencjalna degradacja właściwości pod wpływem czynników środowiskowych [60].

### **2.1.1. Kompozyty FRP wzmacniane tkaninami**

Polimery wzmocnione tkaninami charakteryzują się korzystnymi właściwościami mechanicznymi, które łączą wysoką sztywność i wytrzymałość właściwą, dobrą formowalność [61–63] oraz dużą zdolność do absorpcji energii przy ściskaniu [61,62]. Wzmocnienie w formie tkaniny zapewnia stabilność, zachowując kąt splotu i orientację włókien [63]. Kompozyty wzmocnione tkaninami, dzięki swojej architekturze, skuteczniej rozkładają obciążenia w różnych kierunkach, co zwiększa ich odporność na pękanie i delaminację. Materiały te wyróżniają się lepszymi właściwościami udarowymi,

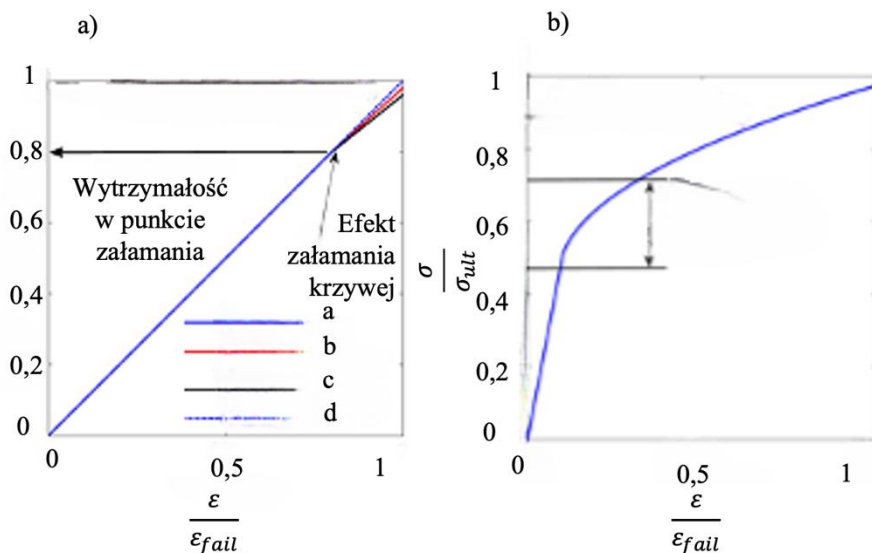
wyższą integralnością strukturalną oraz większą zdolnością do absorpcji energii w porównaniu do kompozytów jednokierunkowych. Czyni je to szczególnie przydatnymi w zastosowaniach narażonych na dynamiczne obciążenia [64–67], ale i tam, gdzie występują dwukierunkowe stany naprężenia [68]. Ponadto, wyróżniają się efektywnym rozpraszaniem naprężeń, a także łatwością formowania i obróbki, co sprawia, że są wysoce cenione w zastosowaniach wymagających trwałości i złożonych kształtów [69–71], umożliwiając wytwarzanie kształtów bliskich końcowemu produktowi [72]. Mimo licznych zalet, kompozyty wzmocnione tkaninami charakteryzują się anizotropowością właściwości mechanicznych, co może prowadzić do powstawania koncentracji naprężeń, które w dłuższym okresie użytkowania mogą osłabić materiał. Kompozyty te cechują się również większymi trudnościami w impregnacji włókien, co może prowadzić do niejednorodności strukturalnych [20,73].

Rodzaj splotu tkaniny ma istotny wpływ na właściwości mechaniczne kompozytów [74–76] – tkaniny o splocie płóciennym mają wyższą wytrzymałość na zerwanie, wyższe wydłużenie przy zerwaniu oraz wyższą sztywność w porównaniu do innych struktur splotu. W przypadku tkanin o splocie skośnym istotną cechą jest mniejsza podatność na trwałe odkształcenia plastyczne, z kolei splot atlasowy zapewnia większą przepuszczalność powietrza, co sprzyja efektywniejszemu przesyceniu struktury żywicą podczas wytwarzania kompozytów [77].

W porównaniu do kompozytów jednokierunkowych, mechanika kompozytów tkanych jest trudniejsza do opisanie, głównie z powodu zakrzywionego układu włókien wzmacniających oraz zjawiska nakładania się warstw. Nakładanie się warstw polega na układaniu tkanin w taki sposób, że włókna jednej warstwy wpadają w zagłębienia pomiędzy włóknami warstwy sąsiedniej [78]. Podczas obciążeń wzdłużnych w kompozytach tkanych obserwuje się zarówno quasi-liniowe [79], jak i nieliniowe zależności naprężenie-odkształcenie, gdzie często dochodzi do wyraźnej degradacji sztywności materiału, co objawia się wyraźnym złamaniem, tzw. efektem załamania krzywej (ang. knee effect), który został przedstawiony na rysunku 2.1 [68,80,81]. Efekt ten wynika z odpajania się włókien poprzecznych przy odkształceniu 0,2-0,25% [82]. Kąt między orientacją włókien a kierunkiem obciążenia ma istotny wpływ na stopień nieliniowej odpowiedzi [83,84].

Na podstawie analizy literatury można stwierdzić, że wytrzymałość kompozytów zbrojonych tkaniną wzrasta wraz ze zwiększaniem promienia krzywizny przędzy [78]. Ponadto, wyniki badań opisywanych w literaturze dowodzą, że odpowiedź mechaniczna kompozytów pod obciążeniem ścinającym międzywarstwowym zależy od architektury tkaniny, przy czym moduł ścinania nie zależy znacząco od struktury tkaniny, a wytrzymałość na ścinanie międzywarstwowe wykazuje zależność od stopnia deformacji włókien [80]. W kompozytach tkanych poddanych wieloosiowym stanom naprężeń, obserwuje się wpływ architektury tkaniny na wytrzymałość i moduł sprężystości, przy czym zmiany te w wielu przypadkach okazują się nieznaczne. [85]

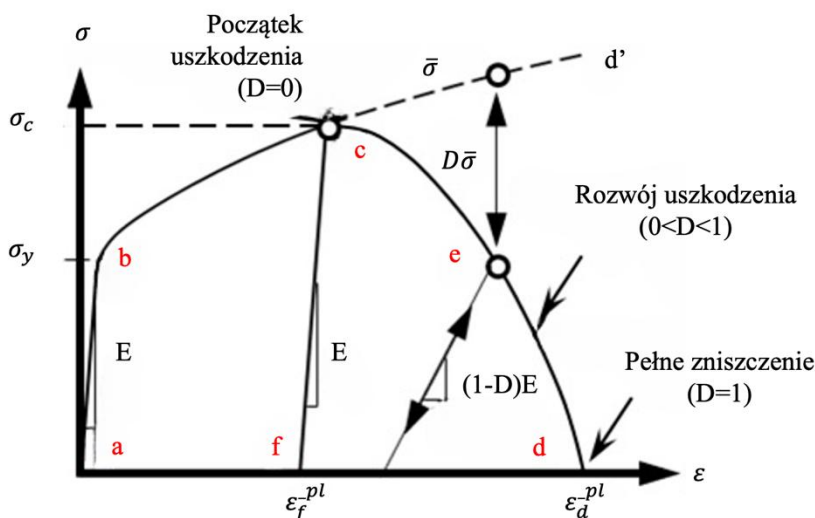




Rys. 2.1. Krzywe naprężenie–odkształcenie dla laminatu z tkaniny: a) przy rozciąganiu lub ściskaniu, gdzie a: zachowanie przed załamaniem krzywej, b: po załamaniu (spadek sztywności o 10%), c: po załamaniu (spadek sztywności o 20%), d: brak załamania; b) przy ścinaniu (zakres wytrzymałości w punkcie załamania zaznaczono na wykresie) [86]

Jednakże, różnice w sposobie uszkodzenia (podrozdział 2.4.1.) materiału są wyraźnie zależne od struktury kompozytu, co wskazuje na różnorodność reakcji na obciążenia [85]. Dodatkowo, odkształcenia kompozytów tkanych są związane z rozmiarem wiązek włókien oraz objętością żywicy [87]. Uszkodzenia w kompozytach wzmacnianych tkaninami zazwyczaj następują przy mniejszych odkształceniach, jednak rozpoczęcie pęknięć nie prowadzi od razu do gwałtownego zniszczenia, jak ma to miejsce w kompozytach jednokierunkowych [85]. Powszechnie przyjmuje się, że mechanizmy oraz szybkość propagacji pęknięć zależą od względnych modułów sprężystości, wytrzymałości i plastyczności składników kompozytu, wytrzymałości interfejsu włókno-matryca, a także od rodzaju obciążenia działającego na cały element kompozytowy [68].

W analizie materiałów kompozytowych istotnym elementem jest uwzględnienie zmiennych wartości uszkodzenia, które opisują stopień degradacji materiału. Zmienne te przyjmują wartości od 0 do 1, gdzie wartość 0 oznacza stan nienaruszony, a wartość 1 wskazuje na całkowite uszkodzenie materiału. Ewolucja uszkodzeń, opisana przez prawo ewolucji uszkodzeń, odzwierciedla stopniową degradację właściwości materiału w miarę postępującego uszkodzenia. Rysunek 2.2 przedstawia ten proces, pokazując, jak zmieniają się właściwości materiału w miarę wzrostu wartości zmiennych uszkodzenia [88].



Rys. 2.2. Krzywa naprężenie–odkształcenie przedstawiająca mechanizmy ewolucji uszkodzeń [89]

Jak już wcześniej wspomniano, istotną i charakterystyczną cechą materiałów kompozytowych opartych na tkaninach [87,90–92], wynikającą z ich złożonej struktury włókien i splotów jest niejednorodność odkształceń. Ich analizę umożliwia m.in. zastosowanie metody cyfrowej korelacji obrazu DIC (ang. digital image correlation), która pozwala na uchwycenie lokalnych, nieliniowych zmian w rozkładzie odkształceń, które są charakterystyczne dla tkanin kompozytowych. Już przed etapem przejściowym, gdy materiał zaczyna wykazywać nieliniowe zachowanie, rozkład odkształceń w tkaninie jest wyraźnie nierównomierny. Włókna podłużne i poprzeczne, obecne w strukturze tkaniny, cechują się zróżnicowaną reakcją na obciążenie: włókna poprzeczne, ze względu na niższy moduł sprężystości w kierunku działania siły, wykazują większe odkształcenie w porównaniu z włóknami podłużnymi. To prowadzi do powstawania regularnych rozkładów odkształceń, w których widoczna jest naprzemiennosc pasm o różnym poziomie odkształcenia. Zjawisko to staje się bardziej wyraźne w miarę wzrostu odkształcenia, szczególnie w materiałach o gęstszej strukturze tkaniny. Na przykład w materiałach takich jak TWILL-660 (splot skośny) rozkład odkształceń staje się bardziej wyrazisty i przyjmuje postać skośnych stref koncentracji odkształceń, ustawionych pod kątem do kierunku obciążenia. Również w etapie przejściowym, gdzie materiał zaczyna przechodzić w fazę nieliniową, rozkład odkształceń ujawnia początkowe pęknięcia, szczególnie w powierzchniowych włóknach poprzecznych. W materiałach o mniejszej gęstości tkania, takich jak np. TWILL-400, zmiany w odkształceniach są bardziej ograniczone, co świadczy o mniejszym uszkodzeniu struktury. W związku z powyższym, w zależności od rodzaju tkaniny i gęstości splotu, mogą występować odmienne mechanizmy odkształceń, ściśle powiązane z lokalną strukturą materiału oraz jego odpowiedzią na obciążenie [85].

### 2.1.2. Kompozyty termoplastyczne

W ostatnich latach coraz większe zainteresowanie towarzyszy rozwojowi kompozytów FRP, w których jako matryca stosowane są polimery termoplastyczne. Charakteryzują się one zdolnością do wielokrotnego przetwarzania, co przekłada się na większą elastyczność procesów wytwórczych oraz istotne skrócenie cyklu produkcyjnego w porównaniu z kompozytami FRP o matrycy termoutwardzalnej [35,93]. Należy podkreślić, że proces utwardzania w materiałach termoutwardzalnych jest nie tylko długotrwały, lecz także wymaga wysokiej precyzji, co dodatkowo przekłada się na wydłużenie czasu produkcji [95]. Z tego względu stosowanie termoplastów w miejsce materiałów termoutwardzalnych [94,95] jest uzasadnione szeregiem istotnych korzyści [96,97]. Oprócz wspomnianej już możliwości wielokrotnego przetwarzania, tworzywa termoplastyczne pozwalają na łatwe modyfikowanie struktury materiału, co umożliwia precyzyjne dostosowanie właściwości kompozytu do specyficznych zastosowań [3,7]. Dodatkowym wyzwaniem epoksydowych kompozytów jest recykling [72,98] ponieważ odzysk zarówno osnowy, jak i włókien wzmacniających napotyka trudności związane z pełnym przywróceniem ich pierwotnych właściwości [2]. Kolejną istotną wadą kompozytów termoutwardzalnych jest ich podatność na kruche pękanie, wynikająca z mocno usieciowanej struktury, co ogranicza zdolność do pochłaniania energii i negatywnie wpływa na ich trwałość w zastosowaniach wymagających dużej odporności mechanicznej [99–102], podczas gdy polimery termoplastyczne charakteryzują się większą plastycznością [98]. Istotne jest również to, że żywice termoutwardzalne cechują się niską odpornością na zmienne obciążenia oraz czynniki środowiskowe, co przyspiesza proces degradacji materiału [103–105]. W związku z tym kompozyty termoplastyczne wzmacniane włóknami stanowią atrakcyjną alternatywę, eliminującą część tych niedogodności i oferującą bardziej elastyczne oraz trwałe rozwiązania dla przemysłu mechanicznego [3,19]. Pomimo tego, należy zaznaczyć, że jedną z negatywnych cech polimerów termoplastycznych jest to, że mają trudności z dokładną impregnacją włókien, co wynika z ich wysokiej temperatury topnienia i lepkości [106–109], co w konsekwencji przekłada się na niższe własności wytrzymałościowe w stosunku do np. kompozytów z żywicy epoksydowej [110]. Istotnym ograniczeniem kompozytów termoplastycznych jest ich podatność na degradację w wysokich temperaturach, podczas gdy żywice epoksydowe zachowują stabilność w szerszym zakresie temperatur, co czyni je bardziej odpowiednimi do wymagających zastosowań [111]. Co więcej, tworzywa termoplastyczne wzmacnione włóknami ciągłymi wykazują nieliniowe zachowanie mechaniczne zależne od szybkości odkształcania, wynikające z właściwości matrycy. Objawia się ono pełzaniem i relaksacją naprężeń, którym towarzyszy degradacja sztywności oraz nieliniowe odkształcenia, które prowadzą do utraty przewidywalności w ocenie właściwości mechanicznych i zachowania konstrukcji [30,112]. Pomimo wskazanych ograniczeń, kompozyty termoplastyczne są coraz częściej doceniane, co sprawia,

że w przemyśle systematycznie rośnie wykorzystanie tych materiałów, w tym także bardziej złożonych struktur, jak termoplastyczne kompozyty wzmacniane tkaninami [113–115].

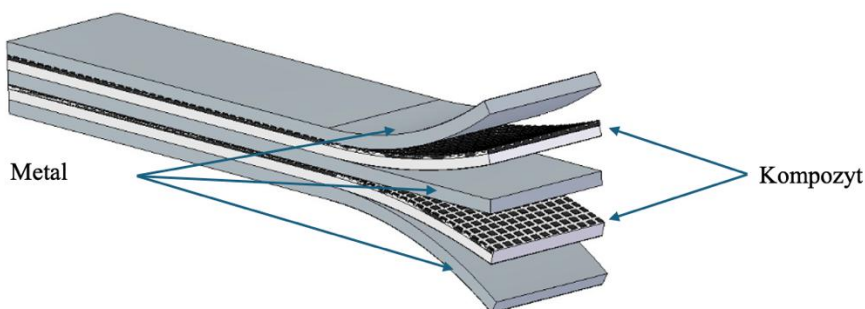
Wytwarzanie kompozytów termoplastycznych zbrojonych włóknami opiera się na zastosowaniu różnych polimerów, z których każdy posiada unikalne właściwości termiczne i mechaniczne. W przemyśle szczególne znaczenie mają polimery takie jak poliamidy PA [3,13,37,116–118], polipropylen PP [38], akrylonitryl-butadien-styren ABS [116], poliwęglan PC, polietereteroketon PEEK, polieteroimid PEI [2,3,8,119], polisulfon PES, polietylen PE [3], polifenylosiarczek fenylu PPS oraz politereftalan butylenu PBT [120]. Wzmocnienia termoplastów, podobnie jak w innych polimerach, wykorzystują szeroko stosowane materiały zbrojące, takie jak włókna węglowe, szklane i aramidowe [8,35,36,95,121,122] oraz popularne metody wzmacniania, w tym zastosowanie pojedynczych włókien [34], tkanin [4,35,36], mat i taśm [38,39], które umożliwiają dopasowanie struktury materiału do specyficznych zastosowań. Tworzywa termoplastyczne wzmocnione włóknem węglowym CFRTP (ang. carbon fiber reinforced thermoplastic) [123,124] są przedmiotem wielu badań ze względu na swoje wyjątkowe właściwości oraz szerokie możliwości zastosowań technicznych. Dzięki połączeniu elastyczności termoplastów z wysoką wytrzymałością i niską masą włókien węglowych [3,123], CFRTP stanowią alternatywę dla tradycyjnych materiałów konstrukcyjnych [3,7]. Jak już wcześniej wspomniano, istotnym atutem tych materiałów jest również ich zdolność do recyklingu, w tym odzysku włókien węglowych [125,126]. W CFRP z matrycą termoplastyczną obserwuje się ograniczoną zdolność pochłaniania energii oraz zmniejszoną nośnością resztkową w zakresie dużych odkształceń, zarówno w warunkach obciążeń quasi-statycznych, jak i uderzeniowych [127]. Jednocześnie, w kierunkach, w których odpowiedź mechaniczna zależy głównie od osnowy, obecność półkryształicznej struktury polimerowej prowadzi do wyraźniejszej nieliniowej zależności naprężenie–odkształcenie [128].

Metody przetwarzania kompozytów termoplastycznych zależą zarówno od długości włókien (krótkich, długich lub ciągłych), jak i rodzaju wzmocnienia, które może obejmować pojedyncze włókna lub materiały tekstylne [129]. Wybór odpowiedniej technologii produkcji wynika z wymagań aplikacyjnych oraz warunków technologicznych, a dostępne metody obejmują zarówno techniki konwencjonalne, jak i zautomatyzowane. Konwencjonalne procesy formowania kompozytów termoplastycznych, które zapewniają dobrą impregnację, można ogólnie podzielić na proces dwuetapowy: [130] pierwszy etap obejmuje przygotowanie materiału pośredniego nasyczonego termoplastem, a drugi etap prowadzi do uzyskania wyrobu końcowego [131]. Do otrzymywania materiałów pośrednich najczęściej wykorzystuje się pultruzję, ekstruzję [132–138] lub prasowanie [3,125,139], jednak w przypadku półproduktów kompozytowych z osnową termoplastyczną i ciągłym zbrojeniem włóknistym nadal brakuje odpowiednich technik pozwalających na wytwarzanie elastycznych arkuszy [140]. Kolejne etapy obejmują formowanie termiczne lub nadlewanie, w których

arkusze kompozytowe z matrycą termoplastyczną są przetwarzane w wysokiej temperaturze, co umożliwia uzyskanie produktów końcowych [141–145]. W procesach konsolidacji wykorzystywane są również metody takie jak autoklaw [3] oraz utwardzanie w piecu [1,6,7,99,120], które umożliwiają uzyskanie laminatów o wysokiej jakości i niskiej porowatości. Obok dwuetapowych procesów formowania, obejmujących przygotowanie materiału pośredniego i jego późniejsze formowanie, stosuje się również alternatywne techniki przetwarzania kompozytów termoplastycznych, takie jak wytłaczanie, formowanie obrotowe [96], układanie warstw [243], a także nowoczesne podejścia obejmujące wtryskiwanie [21,201,266] oraz druk 3D [146]. Inne podejścia, takie jak formowanie transferowe żywicy RTM (ang. resin transfer moulding) i jego odmiany, np. CRTM (ang. compression resin transfer moulding) czy VARTM (ang. vacuum-assisted resin transfer moulding), różnią się tym, że pozwalają na bezpośrednią impregnację suchych włókien żywicą, bez konieczności stosowania wcześniej przygotowanych półproduktów [147–152]. Analiza danych [153] wskazuje, że w latach 2022–2030 rynek kompozytów termoplastycznych w przemyśle lotniczym i obronnym będzie się rozwijał ze średnią roczną stopą wzrostu 6,26%, co świadczy o rosnącym zainteresowaniu tymi materiałami.

## **2.2. LAMINATY METALOWO-WŁÓKNISTE**

Kolejną innowacją w obszarze materiałów konstrukcyjnych stało się opracowanie laminatów metalowo-włóknistych, które powstały w odpowiedzi na ograniczenia związane z tradycyjnymi metalami oraz kompozytami włóknistymi. Laminaty te składają się z naprzemiennie ułożonych warstw metalu i polimerowych kompozytów wzmacnianych włóknami [154] (rys. 2.3), dzięki czemu łączą zalety obu komponentów i eliminują ich indywidualne ograniczenia. Obecność warstw metalicznych sprawia, że laminaty te charakteryzują się wyższą wytrzymałością na rozciąganie i większą odpornością na uderzenie w porównaniu z kompozytami polimerowymi [155]. Z kolei połączenie metalu z tworzywami sztucznymi wzmacnianymi włóknami pozwala uzyskać doskonałe właściwości zmęczeniowe, wynikające z mechanizmu mostkowania włókien. W efekcie laminaty metalowo-włókniste odznaczają się korzystniejszymi właściwościami mechanicznymi, wyższą odpornością na obciążenia cykliczne niż metale [156], a także zwiększoną zdolnością pochłaniania energii podczas obciążeń uderowych [157]. Ich wszechstronność sprawia, że znajdują zastosowanie w konstrukcjach wymagających wysokiej wytrzymałości przy jednoczesnym zachowaniu niskiej masy, takich jak elementy samolotów.



Rys. 2.3. Struktura FML [158]

Ważnym aspektem jest także konfiguracja FML, ponieważ laminaty z warstwami kompozytowymi o niskim module sprężystości wykazują większą zdolność pochłaniania energii niż te, w których między warstwami metalu znajduje się sztywniejszy kompozyt [159]. Równie istotnym parametrem jest liczba warstw metalu w strukturach FML, która ma kluczowe znaczenie dla ich właściwości mechanicznych, determinując wytrzymałość, sztywność oraz odporność na uszkodzenia. Laminaty z dwiema warstwami metalu cechują się dobrą wytrzymałością na rozciąganie i niską masą, lecz są bardziej podatne na delaminację, co obniża ich trwałość. Ograniczona liczba warstw zmniejsza także zdolność pochłaniania energii, co sprzyja propagacji pęknięć. Z kolei laminaty z większą liczbą warstw metalu mają wyższą odporność na zmęczenie i równomierny rozkład naprężeń, co ogranicza inicjację pęknięć. Dodatkowa warstwa metalu poprawia również odporność na korozję i wilgoć, jednak zwiększa masę i sztywność, co może ograniczać zastosowanie w niektórych konstrukcjach [160,161].

Struktura laminatów metalowo-włóknistych sprawia, że właściwości tych materiałów są determinowane nie tylko cechami poszczególnych komponentów, ale również synergicznymi interakcjami pomiędzy nimi [154,162]. Z tego względu trwałe połączenie warstw wymaga właściwego przygotowania powierzchni metalowych. W tym celu testowano różne metody obróbki, które można sklasyfikować jako mechaniczne (np. obróbką strumieniowo-ścierną, polerowanie [163–165]), chemiczne, fizyczne oraz powlekania [166–168]. W przypadku arkuszy aluminiowych stosuje się różnorodne metody obróbki, takie jak odtłuszczanie acetonem [159], czyszczenie alkaliczne, deoksydacja oraz anodowanie kwasem fosforowym [169], które poprawiają przyczepność warstw kompozytowych. Dodatkowo w strukturach FML, jako warstwy pośrednie zwiększające adhezję polimeru do aluminium, często wykorzystuje się folie adhezyjne, np. folie polipropylenowe [170].

Laminaty metalowo-włókniste wzmacniane tkaninami, mimo braku efektu kierunkowego wzmocnienia i niższej energii pęknięcia na granicy metal–kompozyt, odznaczają się dobrą elastycznością i podatnością na formowanie, co sprzyja ich wykorzystaniu w różnorodnych konstrukcjach [159]. W przypadku obciążeń

zginających właściwości mechaniczne FML, takie jak maksymalne naprężenie i odkształcenie niszczące są w niewielkim stopniu zależne od orientacji włókien w kompozytowych warstwach FML, co podkreśla ich wszechstronność w różnych konfiguracjach obciążeń [170]. Co więcej, niska energia pęknięcia prowadzi do szybszego inicjowania i bardziej charakterystycznego rozwoju uszkodzeń, co zwiększa przewidywalność odpowiedzi materiału na obciążenie i umożliwia skuteczniejsze monitorowanie jego stanu [159]. Nie zmienia to jednak faktu, że projektowanie i wytwarzanie części z FML napotyka istotne trudności wynikające ze złożonych mechanizmów odkształceń, które mogą prowadzić do rozwoju pęknięć i lokalnych uszkodzeń [171–173].

#### **a. Laminaty metalowo-włókniste z matrycą termoutwardzalną**

Najczęściej stosowanym rozwiązaniem w hybrydowych laminatach kompozytowych są tworzywa termoutwardzalne wzmacniane ciągłym włóknem, połączone z warstwami aluminium lub stopami tytanu, które znajdują zastosowanie w lekkich konstrukcjach. W szczególności wyróżnia się takie materiały jak wcześniej wspomniany GLARE, laminaty aluminiowe wzmacniane włóknem aramidowym ARALL (ang. aramid reinforced aluminium laminate), czy laminaty epoksydowo-aluminiowe wzmacniane włóknem węglowym CARALL (ang. carbon reinforced aluminium laminates) oraz laminat tytanowo-grafitowy TiGr, które należą do najpowszechniej stosowanych rodzajów FML [174–179]. Pomimo licznych zalet laminatów metalowo-włóknistych, szczególnie tych opartych na żywicach epoksydowych, ich struktury wykazują istotne ograniczenia. Należą do nich niewystarczająca odporność na obciążenia udarowe, a także, podobnie jak w przypadku kompozytów z matrycą termoutwardzalną, ograniczone możliwości ponownego przetwarzania oraz czasochłonny proces wytwarzania. Istotnym utrudnieniem pozostaje również fakt, że naprawa ewentualnych uszkodzeń takich laminatów wymaga skomplikowanych i kosztownych procedur [180–182].

Do najbardziej efektywnych metod wytwarzania FML zalicza się techniki ciśnieniowe, w tym metodę autoklawową [154,169,183], która łączy działanie temperatury, ciśnienia i podciśnienia w kontrolowanych warunkach, zapewniając wysoką jakość laminatu pod względem porowatości i adhezji metal-kompozyt [3–5, 8, 104, 106]. Proces produkcji obejmuje przygotowanie formatek, formowanie laminatu, utworzenie pakietu podciśnieniowego i umieszczenie go w autoklawie, następnie etap utwardzania, rozformowanie oraz końcową kontrolę jakości i ewentualne dodatkowe operacje [154]. Oprócz metod autoklawowych stosowane są także techniki pakowania próżniowego [184] oraz jednoetapowe procesy infiltracji i infuzji: formowanie z transferem żywicy wspomagane próżnią VARTM (ang. vacuum assisted resin transfer moulding) oraz RTM, które zostały opracowane przez Narodową Agencję Aeronautyki i Przestrzeni Kosmicznej Stanów Zjednoczonych NASA (ang. National Aeronautics and Space Administration) [185] i umożliwiają wytwarzanie elementów o dużych rozmiarach oraz złożonej geometrii.

## **b. Laminaty metalowo-włókniste z matrycą termoplastyczną**

Wśród współczesnych materiałów konstrukcyjnych coraz większe znaczenie zyskują termoplastyczne laminaty metalowo-włókniste, czyli hybrydowe kompozyty składające się z warstw metalu oraz włóknistych kompozytów termoplastycznych FRTC (ang. fiber reinforced thermoplastic composite). Wprowadzenie matrycy termoplastycznej do struktur FML sprzyja zwiększeniu zdolności tłumienia drgań, poprawia odporność na inicjację i propagację uszkodzeń oraz umożliwia uzyskanie wyższej wytrzymałości na obciążenia udarowe i cykliczne [164], a także ułatwia procesy recyklingu [157] w porównaniu z matrycą termoutwardzalną [186]. Struktury TFML odznaczają się wyższą wytrzymałością niż kompozyty termoplastyczne oraz wyższą wartością odkształcenia do zniszczenia niż stopy aluminium, co sprawia, że są odpowiednie do zastosowań o wysokich wymaganiach mechanicznych [187]. Laminaty mogą być wytwarzane z warstwą polimerową o grubości większej niż grubość warstwy metalowej [187,188], jak również z warstwą polimerową o grubości równej bądź mniejszej od grubości warstwy metalowej [165,189,190].

Laminaty hybrydowe z udziałem polimerów termoplastycznych mogą być wytwarzane w procesach jednorazowych, co czyni je odpowiednimi do produkcji wielkoseryjnej [186]. Zastosowanie matrycy termoplastycznej znacząco skraca cykl wytwarzania w porównaniu z klasycznymi laminatami hybrydowymi. Dodatkowo, odpowiednia kontrola etapów nagrzewania i chłodzenia pozwala zoptymalizować czas procesu, zwiększając jednocześnie efektywność ekonomiczną i korzystnie wpływając na właściwości mechaniczne materiału [186]. Choć termoplastyczne laminaty metalowo-włókniste są materiałami stosunkowo nowymi, dzięki wymienionym zaletom znajdują już zastosowanie w różnych gałęziach przemysłu: w lotnictwie, gdzie kluczowe jest połączenie niskiej masy z wysoką wytrzymałością, laminaty te wykorzystywane są w elementach takich jak skrzydła czy kadłuby [191], natomiast w przemyśle motoryzacyjnym znajdują zastosowanie w częściach nadwozia, m.in. drzwiach, dachach i panelach bocznych. Laminaty z matrycą termoplastyczną są szczególnie dostosowane do wymagań produkcji wielkoseryjnej ponieważ mogą być wielokrotnie formowane w procesach topienia i ponownego kształtowania [192].

Z przeglądu literatury wynika, że w strukturach TFML najczęściej stosuje się poliamidy, głównie PA6 [157,165,193] oraz PA66 [194]. Oba te materiały charakteryzują się wysoką wytrzymałością na rozciąganie, dobrą stabilnością termiczną i odpornością na ścieranie, jednak ich wadą jest podatność na pochłanianie wilgoci, co może prowadzić do pogorszenia stabilności wymiarowej laminatu [195–197]. Na tym tle PA66, dzięki lepszej odporności na hydrolizę, okazuje się bardziej odpowiedni do zastosowań w środowiskach o podwyższonej wilgotności [196]. Alternatywą dla poliamidów jest termoplastyczny poliuretan (TPU), który dzięki dużej elastyczności, wysokiej odporności na ścieranie i zdolności do absorpcji energii uderzeń znajduje zastosowanie w laminatach narażonych na obciążenia dynamiczne [198–200]. Kolejnym polimerem wykorzystywanym w TFML jest polipropylen (PP),



ceniony ze względu na niski koszt, odporność na działanie czynników chemicznych oraz możliwość recyklingu. Jego ograniczeniem jest jednak słaba adhezja do włókien, co wymaga stosowania rozwiązań zwiększających przyczepność na granicy faz [195,196,201]. Na szczególną uwagę zasługuje również polieteroeteroketon (PEEK) [202], który należy do grupy termoplastów konstrukcyjnych, charakteryzujących się wysoką wytrzymałością mechaniczną oraz odpornością chemiczną i termiczną, co umożliwia jego zastosowanie w najbardziej wymagających warunkach eksploatacyjnych, m.in. w lotnictwie oraz medycynie [203–205].

W TFML jako matryce metalowe wykorzystuje się głównie stopy aluminium, magnezu i tytanu. Aluminium jest często wybierane ze względu na korzystny stosunek wytrzymałości do masy, odporność na korozję oraz wysoką ciągliwość [155,206]. Najczęściej stosowane stopy, takie jak 6061 i 7075, osiągają wytrzymałość na rozciąganie w zakresie od 200 do 600 MPa, i wykazują dobrą podatność na plastyczne odkształcenia, co w połączeniu z ich wytrzymałością umożliwia skuteczniejsze rozpraszanie energii w warunkach obciążeń uderowych [207,208]. Stopy magnezu, mimo niższej wytrzymałości na rozciąganie w porównaniu z aluminium, wyróżniają się bardzo dobrą odpornością zmęczeniową oraz niską gęstością, co czyni je szczególnie atrakcyjnymi w zastosowaniach wymagających maksymalnej redukcji masy [209,210]. Z kolei stopy tytanu, choć cięższe od aluminium, osiągają wytrzymałość na rozciąganie do 900 MPa oraz charakteryzują się odpornością na korozję i wysokie temperatury, co czyni je odpowiednimi do zastosowań w wymagających warunkach eksploatacyjnych [210,211]. Poprawę właściwości mechanicznych TFML można osiągnąć poprzez zastosowanie wysokowytrzymałego FRP pomiędzy warstwami metalu. Włókna, takie jak węglowe lub szklane, podobnie jak w innych kompozytach, zwiększają wytrzymałość na rozciąganie i sztywność, podczas gdy matryca polimerowa (w tym przypadku termoplastyczna) nadaje materiałowi zdolność do większych odkształceń i zwiększoną odporność na obciążenia uderowe [195,212], dzięki czemu TFML zachowują wysoką trwałość w warunkach cyklicznego obciążenia, co ogranicza ryzyko przedwczesnych uszkodzeń w stosunku do materiałów monolitycznych [213,214].

Tak jak w przypadku laminatów FML z matrycą termoutwardzalną, również w TFML kluczowe znaczenie ma jakość wiązania międzywarstwowego pomiędzy metalem a polimerem, ponieważ decyduje ono o efektywności przenoszenia obciążeń i integralności strukturalnej całego układu [213,214]. Mocne i trwałe połączenie może ograniczać inicjację oraz propagację pęknięć, a także zwiększać odporność na delaminację, co ma zasadnicze znaczenie w warunkach długotrwałej eksploatacji. Z tego względu skuteczna integracja warstw metalowych i polimerowych wymaga zastosowania odpowiednich technik wytwarzania TFML. Wybór metody wytwarzania przekłada się na końcowe właściwości mechaniczne laminatu. W literaturze wskazuje się na kilka najczęściej stosowanych rozwiązań, do których należą m.in. tłoczenie

i prasowanie na gorąco [157,165,206], spawanie laserowe [202], pakowanie próżniowe połączone z konsolidacją in-situ, a następnie umieszczeniem w autoklawie [93] czy też formowanie i głębokie tłoczenie po konsolidacji [18, 19]. Coraz większe zainteresowanie zyskują również jednoetapowe procesy termoformowania, w których konsolidacja i formowanie zachodzą równocześnie [164,186,200], pozwalając na uproszczenie i przyspieszenie cyklu produkcyjnego.

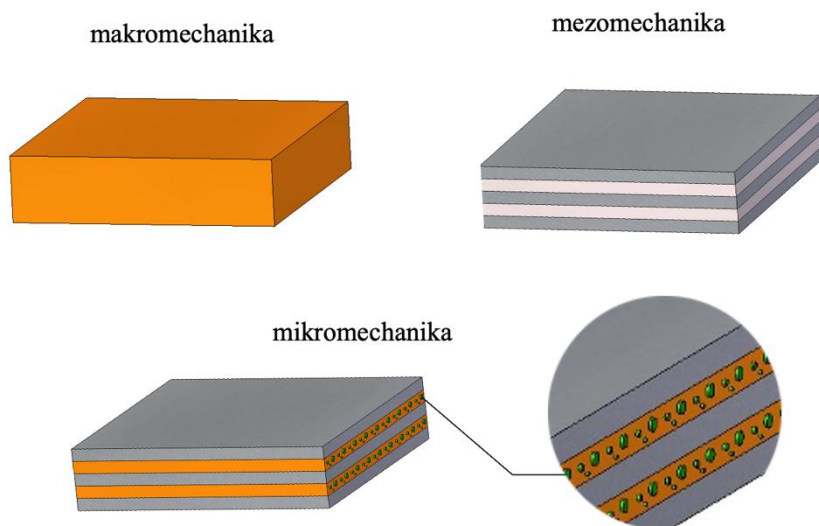
## **2.3. MODELOWANIE MATERIAŁÓW HETEROGENICZNYCH**

Istotną cechą laminatów jest szeroki zakres możliwości kształtowania ich struktury, obejmująca liczbę oraz układ warstw, co sprawia, że możliwe staje się wstępne modelowanie ich właściwości mechanicznych na podstawie parametrów materiałów bazowych. Należy jednak podkreślić, że modelowanie kompozytów znacząco różni się od podejścia stosowanego w przypadku materiałów jednorodnych bowiem ze względu na swoją budowę traktowane są one jako materiały heterogeniczne.

Analiza defektów i uszkodzeń w różnych skalach oraz modelowanie laminatów to zadania złożone, wymagające wysokich kompetencji, zaawansowanych narzędzi obliczeniowych i kosztownych badań eksperymentalnych. Znaczące trudności pojawiają się przy modelowaniu kompozytów włóknistych w ujęciu wieloskalowym, które pozostają przedmiotem intensywnych badań [215]. W opisie kompozytów włóknistych bazuje się na podejściu wieloskalowym, obejmując trzy poziomy analizy (rys. 2.4.):

- mikroskalę – analizującą właściwości pojedynczych włókien i matrycy oraz ich interakcje,
- mezoskalę – uwzględniającą zachowanie pojedynczych warstw kompozytu,
- makroskalę – badającą globalną reakcję laminatu na obciążenia [216].

Na każdym z tych poziomów stosuje się różne podejścia do modelowania, które można sklasyfikować na trzy główne kategorie: empiryczne, analityczne oraz numeryczne [217]. Modele analityczne używane do opisu tych materiałów dzielą się na jednorodne i heterogeniczne. Pierwszy typ modeli jest stosowany głównie do oceny mechanicznej na poziomie makroskalowym. Z kolei drugi typ, obejmujący zarówno modele dwuwymiarowe jak i trójwymiarowe, jest przeznaczony do analizy mechanicznej na poziomie mikroskalowym. Model dwuwymiarowy znajduje zastosowanie w analizach, w których stan naprężenia i odkształcenia można ograniczyć do jednej płaszczyzny. W przypadku struktur o bardziej złożonej budowie, takich jak kompozyty zbrojone tkaniną, założenie to nie jest spełnione, dlatego konieczne staje się wykorzystanie modeli trójwymiarowych [218]. Metody analityczne stosowane do wyznaczania globalnych właściwości sztywności kompozytów tkanych opierają się na analizie charakterystyk składników materiałowych, takich jak matryca i włókna oraz uwzględniają stosunkowo prostą geometrię struktur.



Rys. 2.4. Skale modelowania [219,220]

Te podejścia bazują na zmodyfikowanej teorii laminatów i skupiają się głównie na przewidywaniu właściwości sprężystych materiału. W ramach tych metod badana jest rola takich czynników, jak krzywizna przedzi, liczba warstw czy sztywność warstw tkaniny, które wpływają na globalną sztywność laminatów. W miarę rozwoju podejścia zaczęto je stosować nie tylko do oceny sztywności lecz także do prognozowania wytrzymałości laminatów, które pozwala dokładniej określić ich zachowania pod obciążeniem [78].

### 2.3.1. Modele mikromechaniczne

Podejścia mikromechaniczne umożliwiają szczegółową analizę składników kompozytu na poziomie mikroskalowym, uwzględniając mikromechaniczne interakcje między włóknami a matrycą oraz strukturę kompozytu, np. orientację włókien, frakcję objętościową włókien, czy rozkład średnicy włókien [221]. W przypadku kompozytów tkanych, ich złożona struktura wynikająca z procesu tkania (zakrzywione włókna, liczne strefy interfejsu włókno–matryca, obszary bogate w żywicę oraz różne układy warstw) wprowadzają dodatkową anizotropowość, co utrudnia pełne przewidywanie właściwości mechanicznych i zachowań materiału [218]. Te cechy mezoskalowe w FRP powodują znaczne zróżnicowanie i niepewność w zakresie opisu mechanizmu odkształceń oraz degradacji materiału co stanowi poważne wyzwanie w modelowaniu na poziomie mikroskalowym [85]. Istnieją trzy główne nurty podejść mikromechanicznych:

- modele analityczne, takie jak Mori-Tanaka oferują szybkie oszacowanie właściwości kompozytu. Modele te są stosunkowo proste i stanowią dobre narzędzie w przypadku, gdy zachodzi potrzeba szybkiej analizy, jednak nie uwzględniają dokładnej mikrostruktury materiału,

- homogenizacja, która jest procesem, w którym właściwości materiału na poziomie mikroskalowym są uśredniane i przekształcane w efektywne właściwości, które mogą być używane do modelowania zachowań materiału na wyższych skalach, takich jak mezoskalowa czy makroskalowa,
- modele numeryczne, np. reprezentatywna objętość elementarna RVE (ang. representative volume element) w ramach metody elementów skończonych MES pozwala na uwzględnienie rzeczywistej mikrostruktury kompozytu (włókien, matrycy i interfejsów) oraz wyznaczenie efektywnych właściwości mechanicznych materiału. Umożliwia to homogenizację i precyzyjne przewidywanie zachowania laminatów w makroskalowych modelach obciążeniowych. Modele te umożliwiają przeprowadzenie obliczeń z uwzględnieniem rzeczywistej mikrostruktury materiału [316,113,162,83,106].

Wśród modeli analitycznych, które stanowią podstawę wstępnych analiz właściwości kompozytów, najczęściej wykorzystuje się podejścia Mori–Tanaka, regułę mieszanin i jej odmiany oraz model Hirscha, które zostały zestawione i omówione poniżej:

#### **a.Model Mori-Tanaka**

Model Mori-Tanaka jest powszechnie stosowany w analizie i modelowaniu właściwości mechanicznych kompozytów włóknistych. Jest to metoda homogenizacji, która pozwala na przewidywanie efektywnych właściwości mechanicznych kompozytów na podstawie właściwości ich składników oraz ich rozkładu w matrycy. Model ten opiera się na założeniu, że zachowanie materiału kompozytowego można opisać jako kombinację zachowań jego poszczególnych faz, co umożliwia uwzględnienie interakcji między nimi [222,223].

#### **b.Reguła mieszanin, odwrotna reguła mieszania oraz Halpin-Tsai**

Spośród wszystkich teoretycznych modeli, reguła mieszania ROM (ang. rule of mixture) wyróżnia się prostotą matematycznych relacji. Zgodnie z tą regułą, moduł Younga kompozytu  $E_c$  wyznacza się jako sumę iloczynów modułu Younga włókien  $E_f$  oraz ich objętości  $f_f$ , a także modułu Younga matrycy  $E_M$  i jej objętości  $f_M$  zgodnie z równaniem 2.1 [224,225].

$$E_c = E_f f_f + E_M f_M \quad (2.1)$$

gdzie:

- $E_c$  – moduł sprężystości wzdłużnej kompozytu
- $E_f$  – moduł Younga włókien,
- $E_M$  – moduł sprężystości wzdłużnej matrycy polimerowej
- $f_f$  – ułamek objętościowy włókna,
- $f_M$  – ułamek objętościowy matrycy

Jak wynika z analiz przedstawionych w literaturze, model ten często nie dostarcza odpowiednich wyników. Metoda ta umożliwia oszacowanie właściwości kompozytów bez konieczności przeprowadzania kosztownych i wymagających

nakładów czasu procesów badawczych, jednak opiera się na założeniu jednorodnego rozmieszczenia włókien oraz braku pustych przestrzeni w matrycy. W praktyce, wszelkie odstępstwa od tych założeń mogą prowadzić do poważnych błędów, zwłaszcza w przypadku skomplikowanych warunków obciążeniowych lub materiałów o różnorodnej strukturze.

Poza modelem ROM, wśród niezłożonych modeli predykcyjnych znaczenie mają odwrotna reguła mieszanin (równanie 2.2) oraz model Halpin-Tsai [225,226]. Model Halpin-Tsai obejmuje dwa stosowane podejścia, które są przedstawione w równaniach 2.3 i 2.4. Równania te odnoszą się odpowiednio do modelu 2D (zależność 2.3), który dotyczy losowej orientacji włókien w przestrzeni dwuwymiarowej, oraz modelu 3D (zależność 2.4), który dotyczy losowej orientacji włókien w przestrzeni trójwymiarowej.

$$\frac{1}{E_c} = \frac{f_f}{E_f} + \frac{f_M}{E_M} \quad (2.2)$$

$$E_c = \frac{1 + \alpha \eta f_f}{1 + \eta f_f} E_M \quad (2.3)$$

$$\eta = \frac{\beta \frac{E_f}{E_M} - 1}{\beta \frac{E_f}{E_M} + 2\alpha} \quad (2.4)$$

gdzie:

- $\alpha$  – współczynnik kierunkowy,
- $\beta$  – parametr geometryczny zależny od kształtu i orientacji włókien

Aby wyznaczyć efektywny moduł sprężystości kompozytu  $E_c$  przy użyciu modelu Halpin-Tsai, należy w pierwszej kolejności obliczyć parametr  $\eta$  ze wzoru 2.4. Parametr ten jest funkcją stosunku modułu sprężystości włókien  $E_f$  do modułu osnowy  $E_M$ , współczynnika kierunkowego  $\alpha$  oraz parametru geometrycznego  $\beta$ . Współczynnik  $\alpha$  określa wpływ orientacji włókien względem kierunku działania obciążenia. Typowo dla włókien cylindrycznych obciążanych wzdłuż osi przyjmuje się wartość około 1,5. Parametr  $\beta$  odnosi się do geometrii i rozmieszczenia włókien w osnowie i uwzględnia ich długość, kształt oraz układ. Dla ciągłych włókien o przekroju cylindrycznym przyjmuje się zazwyczaj wartość  $\beta$  równą 2 [225–228]. Z przeprowadzonych badań wynika, że dwuwymiarowy model Halpin-Tsai stanowi najbardziej zbliżony do danych eksperymentalnych model predykcyjny, umożliwiający precyzyjne określenie modułu sprężystości wzdłużnej [224]. Model Halpin-Tsai umożliwia również szacowanie właściwości mechanicznych tkanych kompozytów [229].

### c. Model Hirsha

Model Hirscha [225] (równanie 2.5) opisuje moduł sprężystości kompozytu jako ważoną średnią oszacowań według modelu Voigta (układ równoległy) i Reussa (układ szeregowy). W literaturze współczynnik  $\kappa$ , odpowiadający za

udział podejścia równoległego, przyjmuje wartości 0,01 [230], 0,1 [231] i 0,4 [232].

$$E_c = \kappa(E_M f_M + E_f f_f) + (1 - \kappa) \frac{E_M E_f}{E_M f_f + E_f f_M} \quad (2.5)$$

gdzie:

–  $\kappa$  – udział modelu Voigta

Kompozyty termoplastyczne TPC (ang. thermoplastic composites) wykazują zachowanie mechaniczne zależne od szybkości odkształcania, co wynika z charakterystyki ich matrycy. Opis tego zjawiska w literaturze inżynierskiej często opiera się na modelu Johnsona-Cooka [233–237].

### 2.3.2. Modele mezoskalowe

Strategia modelowania w skali mezoskalowej uzupełnia lukę pomiędzy podejściami modelowania w skali mikroskalowej a makroskalowej. W modelach materiałowych w skali mezo, mikrostruktura materiału na poziomie pojedynczej warstwy (laminy) jest wykorzystywana do oceny efektywnych (zhomogenizowanych) właściwości warstw oraz ich odpowiedzi mechanicznej. Teoria ta opiera się na założeniu, że laminaty składają się z wielu cienkowarstwowych elementów, które mogą mieć różne właściwości mechaniczne, co pozwala na uzyskanie pożądanych charakterystyk wytrzymałościowych i sztywności.

Modele mezoskalowe mają kluczowe znaczenie dla opisu zachowania laminatów, w których właściwości warstw są homogenizowane do poziomu efektywnego. Należą do nich: liniowy współczynnik objętościowej zawartości metalu MVF (ang. metal volume fraction) oraz klasyczna teoria laminowania CLT (ang. classical lamination theory), umożliwiające ocenę właściwości mechanicznych i rozkładu odkształceń w strukturze warstwowej.

#### a. Metal volume fraction ([238])

Prognozowanie właściwości mechanicznych, takich jak wytrzymałość na rozciąganie, granica plastyczności, moduł Kirchhoffa, moduł Younga czy gęstość, może być przeprowadzane w sposób jakościowy przy użyciu liniowego współczynnika objętościowej zawartości metalu MVF [189]. Współczynnik ten działa na podobnej zasadzie jak reguła mieszanin stosowana do oceny właściwości kompozytów polimerowych i jest definiowany jako stosunek sumarycznej grubości  $n$  warstw metalowych ( $\sum_i^n t_i$ ) do całkowitej grubości laminatu  $t_{ot}$ . (równanie 2.6) Metoda ta stanowi najprostszy sposób modelowania właściwości mechanicznych takich struktur, traktując kompozyty jako materiał jednorodny.

$$MVF = \frac{\sum_i^n t_i}{t_{ot}} \quad (2.6)$$

gdzie:

– MVF – współczynnik objętościowej zawartości metalu,

- $\sum_i^n t_i$  – sumarycznej grubości  $n$  warstw metalowych,
- $t_{ot}$  – całkowita grubość laminatu

Do obliczenia podstawowych parametrów wytrzymałościowych laminatu w statycznej próbie rozciągania stosuje się poniższe równania oparte na liniowym współczynniku objętościowej zawartości metalu:

$$\sigma_M = MVF \cdot \sigma_m + (1 - MVF) \cdot \sigma_c \quad (2.7)$$

$$\sigma_Y = \left[ MVF + (1 - MVF) \cdot \frac{E_c}{E_m} \right] \cdot \sigma_m \quad (2.8)$$

$$E_t = MVF \cdot E_m + (1 - MVF) \cdot E_c \quad (2.9)$$

gdzie:

- $\sigma_M$  – wytrzymałość na rozciąganie
- $\sigma_m$  – wytrzymałość na rozciąganie warstwy metalowej
- $\sigma_c$  – wytrzymałość na rozciąganie warstwy kompozytowej,
- $\sigma_Y$  – granica plastyczności

Zastosowanie tego sposobu modelowania jest ograniczone do laminatów kompozytowych wzmocnionych włóknami jednokierunkowymi. W przypadku wzmocnienia laminatu tkaninami badacze [169] zaproponowali zmodyfikowaną teorię MVF, którą przedstawiono poniżej:

$$\sigma_M = MVF \cdot \sigma_m + \frac{1}{2}(1 - MVF) \cdot \sigma_c \quad (2.10)$$

$$\sigma_Y = \left[ MVF + \frac{1}{2}(1 - MVF) \cdot \frac{E_c}{E_m} \right] \cdot \sigma_m \quad (2.11)$$

$$E_t = MVF \cdot E_m + \frac{1}{2}(1 - MVF) \cdot E_c \quad (2.12)$$

## **b. Klasyczna teoria laminowania**

Klasyczna teoria laminowania umożliwia analizę naprężeń i odkształceń na poziomie poszczególnych warstw, pozwalając tym samym na precyzyjne określenie, gdzie w laminacie może dojść do inicjacji uszkodzeń [239,240]. Uwzględnia ona sekwencję układania warstw (orientację włókien i ich położenie w laminacie) oraz właściwości materiałowe, co pozwala na precyzyjne przewidywanie zachowania laminatów pod obciążeniem [241]. Na tej podstawie możliwa jest również analiza progresywnego zniszczenia, która umożliwia etapowe śledzenie degradacji właściwości warstw laminatu wraz z narastaniem uszkodzeń, co ma kluczowe znaczenie przy ocenie trwałości i niezawodności struktur warstwowych [242].

Analiza literatury obejmuje także podejścia takie jak teoria pierwszego rzędu deformacji ścinających FSDT (ang. first-order shear deformation theory) oraz wyższego rzędu deformacji ścinających HSDT (ang. higher-order shear deformation theory), które są teoriami stosowanymi do analizy umiarkowanie grubych laminatów (tzn., kiedy klasyczna teoria płyty nie uwzględnia deformacji ścinających), uwzględniając deformacje postaciowe i ścinanie poprzeczne [243–245].

### **c. Metoda superpozycji**

Metoda superpozycji umożliwia modelowanie krzywej siła-odkształcenie, a następnie krzywej naprężenie-odkształcenie dla całego laminatu. Polega ona na nakładaniu charakterystyk rozciągania poszczególnych warstw: dla tych samych wartości odkształcenia wyznacza się odpowiadające im naprężenia w każdej warstwie, a następnie z uwzględnieniem pól przekroju, obciążenia przenoszone przez każdą z nich. Sumując te wielkości, uzyskuje się całkowitą odpowiedź kompozytu, z której można wyznaczyć teoretyczne krzywe naprężenie-odkształcenie [246]. Na tej podstawie można określić podstawowe właściwości mechaniczne.

#### **2.3.3. Modele makroskalowe**

W analizie uszkodzeń laminatów kompozytowych kluczowe jest zrozumienie wpływu różnych mechanizmów degradacji na ich właściwości mechaniczne. Na tym etapie rozpoznaje się i modeluje główne mechanizmy uszkodzeń wewnątrzwarstwowych, takich jak zniszczenie włókien, mikropęknięcia w osnowie oraz odklejanie włókien od osnowy. Laminat modeluje się jako stos zhomogenizowanych warstw (lamin), połączonych na powierzchniach styku i traktowanych jako dwuwymiarowe elementy o uśrednionych właściwościach mechanicznych [247]. Przegląd dotychczasowych prac podkreśla również możliwość zastosowania uogólnionej mechaniki uszkodzeń ciągłych CDM (ang. continuum damage mechanics) [248], jednak podejście to wymaga danych o kryteriach uszkodzeń oraz postępie zniszczenia.

Jak wspomniano wcześniej, w badaniach materiałów kompozytowych istotnym zagadnieniem jest identyfikacja punktu załamania na krzywej naprężenie-odkształcenie określonego jako „knee effect”. Zjawisko to obserwuje się na poziomie makroskopowym, ponieważ odzwierciedla ono globalną odpowiedź materiału na obciążenie i stanowi ważny wskaźnik inicjacji procesów uszkodzeń. Wyznaczenie i obliczanie tego punktu polega na wykorzystaniu metody najmniejszych kwadratów do precyzyjnego określenia momentu, w którym zmienia się nachylenie krzywej naprężenie-odkształcenie. Taki punkt może być wykorzystywany do dalszej analizy właściwości materiału, w tym jego wytrzymałości, a także jako wartość projektowa przy uwzględnianiu współczynnika bezpieczeństwa [82].

W literaturze opisano także możliwość łączenia podejść makro- i mezoskalowych poprzez korelację danych globalnych z lokalnymi rozkładami odkształceń, np. przy użyciu DIC i modeli ortotropowej plastyczności [92,249]. Główna zaleta modeli makromechanicznych polega na tym, że są mniej skomplikowane niż podejścia mikromechaniczne, co ułatwia ich stosowanie. Dodatkowo, do ich kalibracji wystarczą jedynie właściwości materiałowe uzyskane z eksperymentów na poziomie kompozytu [221]. W ostatnich latach rozwijane są również modele rozszerzone, które uwzględniają wpływ szybkości



odkształcenia oraz efekty lepkościowe. Do tej grupy należą m.in. modele lepkoplastyczne typu Perzyna, a także podejścia oparte na analizie RVE [221,250,251].

## **2.4. MECHANIZMY USZKODZEŃ MATERIAŁÓW HETEROGENICZNYCH**

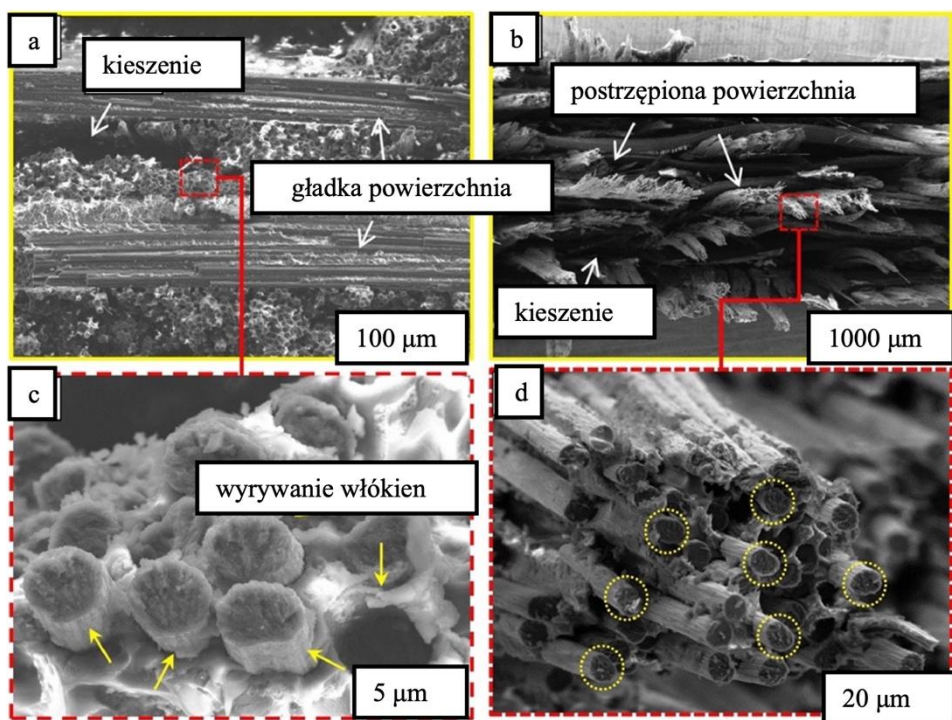
Kompozyty jako materiały heterogeniczne odgrywają kluczową rolę w projektowaniu lekkich i wytrzymałych konstrukcji, jednak ich niejednorodność sprzyja występowaniu złożonych mechanizmów uszkodzeń. [252]. W zależności od rodzaju obciążenia oraz skali analizy wyróżnia się różne mechanizmy uszkodzeń [216]. Mechanizmy te obejmują zarówno uszkodzenia wewnątrzwarstwowe, takie jak pęknięcia matrycy, uszkodzenia włókien w wyniku rozciągania, jak i uszkodzenia międzywarstwowe, takie jak delaminacje.

### **2.4.1. Uszkodzenia tkanych kompozytów**

Proces gromadzenia się uszkodzeń w kompozytach zbrojonych tkaniną jest złożony i rozpoczyna się na poziomie mikro, gdzie dochodzi do oddzielania włókien od matrycy, pęknięcia samej matrycy oraz uszkodzeń włókien. Na poziomie mezo, uszkodzenia rozprzestrzeniają się poprzez pękanie wewnętrzne przędzy oraz powstawanie delaminacji. Ostateczne uszkodzenie kompozytu na poziomie makro charakteryzuje się wystąpieniem licznych pęknięć, ich zbiegiem w jedno większe pęknięcie oraz zerwaniem włókien [79,253]. Analiza uszkodzeń w kompozytach tekstylnych wymaga uwzględnienia czynników działających na różnych poziomach struktury. Na poziomie mikro zmienność orientacji i rozmieszczenia włókien w kompozycie prowadzi do lokalnych różnic w rozkładzie naprężeń, a zróżnicowane właściwości włókien, matrycy i interfejsu sprzyjają inicjacji pęknięć [254]. W tej skali decyduje to o liczbie i położeniu pęknięć poprzecznych w przędzy [255]. W skali mezo dodatkowe znaczenie mają falistość przędzy i lokalne zmiany frakcji objętościowej włókien, które generują losowe koncentracje naprężeń [218,256]. W skali laminatu istotny jest rozkład sił i odkształceń pomiędzy poszczególnymi warstwami, zależny od ich ułożenia i przesunięcia podczas wytwarzania. To z kolei kształtuje warunki inicjacji i propagacji uszkodzeń [257–259]. W związku z powyższym, rozwój uszkodzeń w kompozytach zbrojonych tkaniną jest wynikiem nakładających się efektów mikro, mezo i makroskalowych.

W zależności od rodzaju obciążenia oraz skali analizy wyróżnia się różne mechanizmy uszkodzeń, które obejmują charakterystyczne deformacje i procesy degradacji zachodzące w kompozytach wzmacnianych tekstylnie, wynikające zarówno z jednoosiowego, jak i wieloosiowego stanu naprężeń [216]. Kluczowym aspektem analizy materiałów kompozytowych jest zrozumienie ich zachowania pod wpływem obciążeń działających w różnych kierunkach. Analiza zachowania materiału w różnych obszarach struktury kompozytu jest

szczególnie istotna przy projektowaniu elementów o złożonej geometrii i poddanych wielokierunkowym obciążeniom. Dlatego w ocenie właściwości mechanicznych należy analizować zarówno przypadki jednoosiowe, jak i wieloosiowe, przy czym istotne jest rozróżnienie obciążeń działających w płaszczyźnie laminatu oraz prostopadłe do niej. Różne typy obciążeń aktywują bowiem odmienne mechanizmy uszkodzeń [260]. W badaniach rozciągania kompozytów zbrojonych tkaniną [91] wykazano, że orientacja włókien względem osi obciążenia w dużym stopniu determinuje morfologię powierzchni pęknięć. W próbkach obciążanych osiowo pęknięcia miały niemal płaską powierzchnię, prostopadłą do kierunku działania siły, co wskazuje na dominujący kruchy charakter zniszczenia. W próbkach z włóknami ułożonymi skośnie względem osi obciążenia pęknięcia propagowały wzdłuż wiązek włókien, a ich powierzchnia przyjmowała szorstki charakter. Dla próbek o orientacji przejściowej powierzchnie pęknięć wykazywały cechy obu mechanizmów (zarówno wzdłuż włókien, jak i pod kątem do ich orientacji). Przy większych odchyleniach orientacji włókien względem kierunku obciążenia dominowały naprężenia ścinające na granicy włókno-matryca, prowadzące do powstawania charakterystycznych szorstkich powierzchni przełomu. Naprężenia ścinające na interfejsie włókno-matryca generowały lokalne odkształcenia osnowy, inicjowały mikropęknięcia i sprzyjały delaminacji. Na powierzchniach przełomów obserwowano również resztki matrycy, będące efektem wyciskania osnowy z powodu przeplatania wiązek włókien, a także miejscowe odrywanie się warstw kompozytowych. Z mikroskopowej analizy SEM omawianej w literaturze [91] wynika, że w przypadku próbek obciążanych wzdłuż osi włókien, pęknięcia wynikały głównie z mechanizmu wyciągania włókien, prowadząc do oddzielania się warstw na granicy włókno-matryca oraz pęknięć matrycy. Natomiast w próbkach, w których włókna były ułożone pod kątem do kierunku obciążenia, pęknięcia były wynikiem wyciągania włókien w grupach, co prowadziło do powstawania charakterystycznych głębokich kieszeni na powierzchni przełomu. Obrazy SEM przedstawiające uszkodzone próbki przedstawiono na rysunku 2.5.



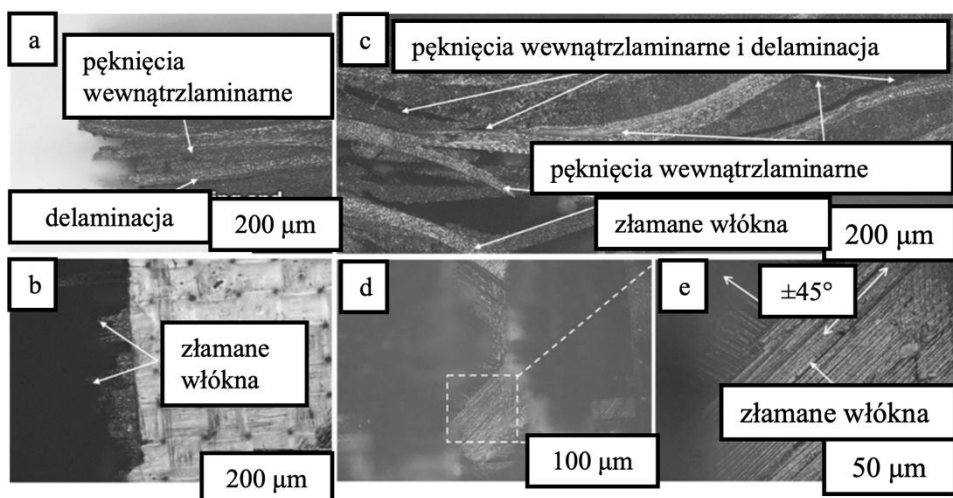
Rys. 2.5. Mikroskalowe obrazy SEM uszkodzonych próbek: (a) i (c) – próbki z włóknami ustawionymi wzdłuż głównej osi obciążenia, (b) i (d) – próbki z włóknami ustawionymi pod kątem  $30^\circ$  względem głównej osi (żółte oznaczenia wskazują ukośne przekroje włókien, uwydatniając charakterystyczne uszkodzenia w strukturze materiału) [91]

W próbkach kompozytowych wzmocnionych tkaniną o splocie skośnym proces degradacji rozpoczyna się od pęknięć matrycy, które pojawiają się zarówno w obszarach między ortogonalnymi włóknami, jak i w strefach włókien wypełniających (przeplatających się prostopadle do włókien osnowy). Wraz ze wzrostem obciążenia pęknięcia te prowadzą do lokalnej delaminacji na granicy włókno–matryca, a następnie do rozwarstwień między warstwami tkaniny. W końcowej fazie uszkodzeń obserwuje się pękanie włókien w osnowie, co przesądza o zniszczeniu całej struktury [78]. Różne sposoby obciążania kompozytów prowadzą do odmiennych mechanizmów uszkodzeń [261], przy czym istotnym czynnikiem kształtującym ich przebieg jest orientacja włókien, która decyduje o wytrzymałości i sztywności kompozytu, a tym samym o jego niezawodności w warunkach złożonych obciążeń. W przypadku obciążeń działających prostopadle do płaszczyzny materiału kluczowym zjawiskiem jest zginanie na poziomie makroskopowym (pod kątem  $0^\circ$  i  $45^\circ$  do głównych kierunków materiału), które prowadzi do powstawania pęknięć międzywarstwowych, czyli delaminacji [262,263]. Natomiast obciążenia w płaszczyźnie wiążą się z podstawowymi rodzajami obciążeń, takimi jak rozciąganie, ściskanie czy ścinanie.

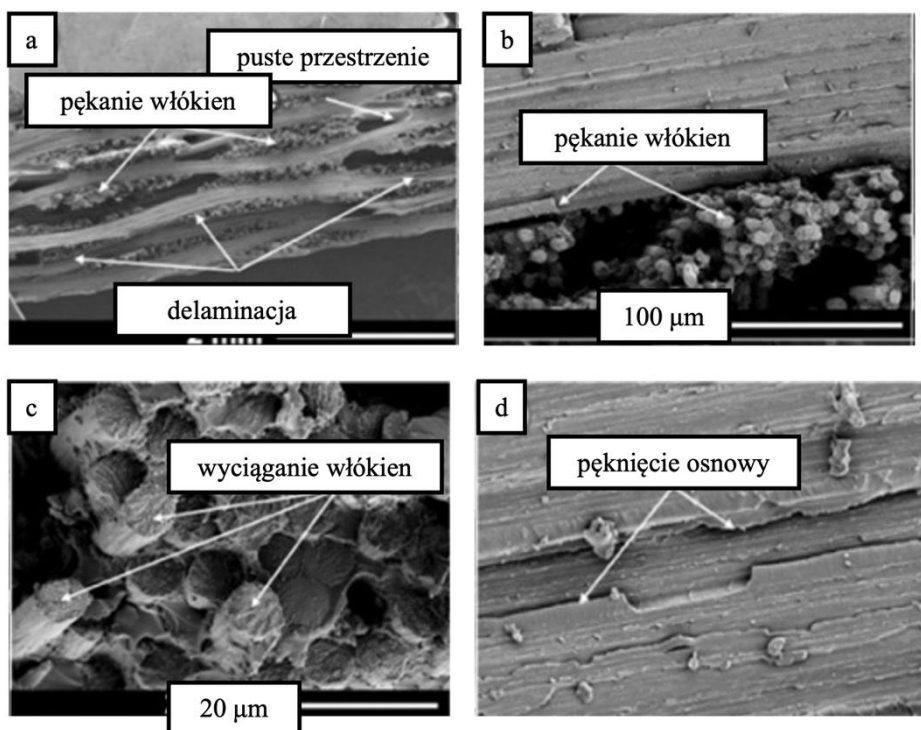
W celu analizy mechanizmów odkształceń i uszkodzeń w kompozytach włóknistych konieczne jest zastosowanie podejścia wieloskalowego. Na poziomie mikroskopowym obciążenia w płaszczyźnie wiążą się z rozciąganiem włókien, ich odkształceniem, mikropękaniem matrycy, mikroodkształceniami, wygięciem włókien, inicjacją lub rozwojem pustych przestrzeni oraz innymi zjawiskami [264–266]. Zjawiska te, określane w literaturze jako „uszkodzenia rozproszone” występują jednocześnie i są trudne do precyzyjnego zdefiniowania, co odróżnia je od lokalnych uszkodzeń charakterystycznych dla laminatów jednokierunkowych [265,267]. Na poziomie mezoskopowym do głównych mechanizmów zalicza się inicjację i propagację pęknięć, odklejanie interfejsów, przesunięcia względne komponentów i tarcie, które mogą prowadzić do migracji włókien. Mechanizmy te są silnie uzależnione od architektury tkaniny [268]. Z tego względu modelowanie mezoskopowe, oparte na metodzie elementów skończonych, jak wspomniano wcześniej, stanowi efektywne narzędzie analizy kompozytów, ponieważ pozwala uwzględnić interakcje między składnikami oraz integrować wyniki badań w skali mikro i makro [269,270]. Na poziomie makroskopowym obserwuje się efekty takie jak pęknięcia włókien, pęknięcia w matrycy lub na granicy matrycy i włókien, które mogą być inicjowane przez koncentrację naprężeń w miejscach osłabienia struktury, takich jak defekty produkcyjne czy niejednorodności materiału [216]. W trakcie odkształcania kompozytów mogą występować zjawiska takie jak umocnienie materiału [61,271,272], zagęszczanie struktury spowodowane konsolidacją i przepływem matrycy [273] oraz powstawanie pęknięć na powierzchni [267]. Ostateczne zniszczenie następuje w momencie, gdy struktura nie jest już w stanie przenosić dodatkowego obciążenia. Zwykle decydującym czynnikiem jest uszkodzenie włókien, choć w niektórych przypadkach dominującą rolę mogą odgrywać również uszkodzenia międzywłóknowe. Warto podkreślić, że laminaty wielokierunkowe dzięki swojej złożonej budowie zachowują zdolność przenoszenia obciążeń nawet po wystąpieniu początkowych uszkodzeń, które najczęściej związane są właśnie z degradacją osnowy i interfejsu [261].

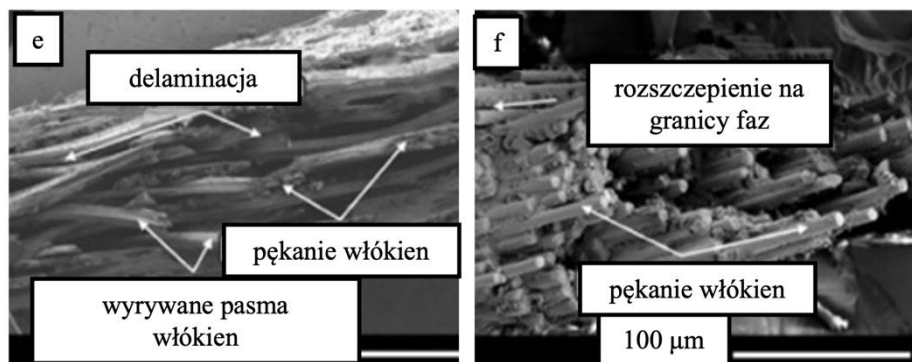
Delaminacja stanowi jeden z kluczowych problemów kompozytów, ponieważ znacząco wpływa na ich sztywność i wytrzymałość [177,184,185]. Jest to proces separacji sąsiednich warstw wynikający z niewystarczającego wzmocnienia w kierunku grubości oraz obciążeń eksploatacyjnych, takich jak zmęczenie czy uderzenia, a także naprężeń resztkowych powstałych w trakcie produkcji [274–276]. Kompozyty wzmocnione tkaniną w strefie pęknięcia wykazują uszkodzenia w formie rozdarcia, rozwarstwienia, pęknięcia matrycy oraz odkształceń w kierunku włókien i prostopadłe do nich [63].

W literaturze [277] przedstawiono przykładowe morfologie oraz obrazy mikro i makroskopowe kompozytów po statycznych próbach zginania i rozciągania, które przedstawiono na rysunkach 2.6 i 2.7.



Rys. 2.6. Obrazy makroskopowe i mikroskopowe uszkodzeń po zginaniu laminatów: a-b) laminat 0/90°, c-e) laminat 0/90° oraz  $\pm 45$  [277]





Rys. 2.7. Morfologia uszkodzeń po rozciąganiu kompozytów: a-d) kompozyt  $0/90^\circ$ , e- f) kompozyt z naprzemiennych warstw  $0/90^\circ$  oraz  $\pm 45^\circ$  [277]

#### 2.4.2. Uszkodzenia laminatów włóknistych

Analogicznie jak w przypadku wielu materiałów inżynierskich, przyczyny uszkodzeń FML można zaklasyfikować do trzech głównych kategorii: nieprawidłowości w fazie projektowania, wady występujące w procesie wytwarzania oraz niewłaściwe użytkowanie. Rozwarstwienie oraz porowatość to kluczowe defekty materiałów kompozytowych w FML [183], które należy wyeliminować już na etapie produkcji. Ich obecność może prowadzić do osłabienia struktury, co z kolei zwiększa ryzyko uszkodzenia elementów w trakcie eksploatacji, a w szczególności w kontekście dynamicznych obciążeń.

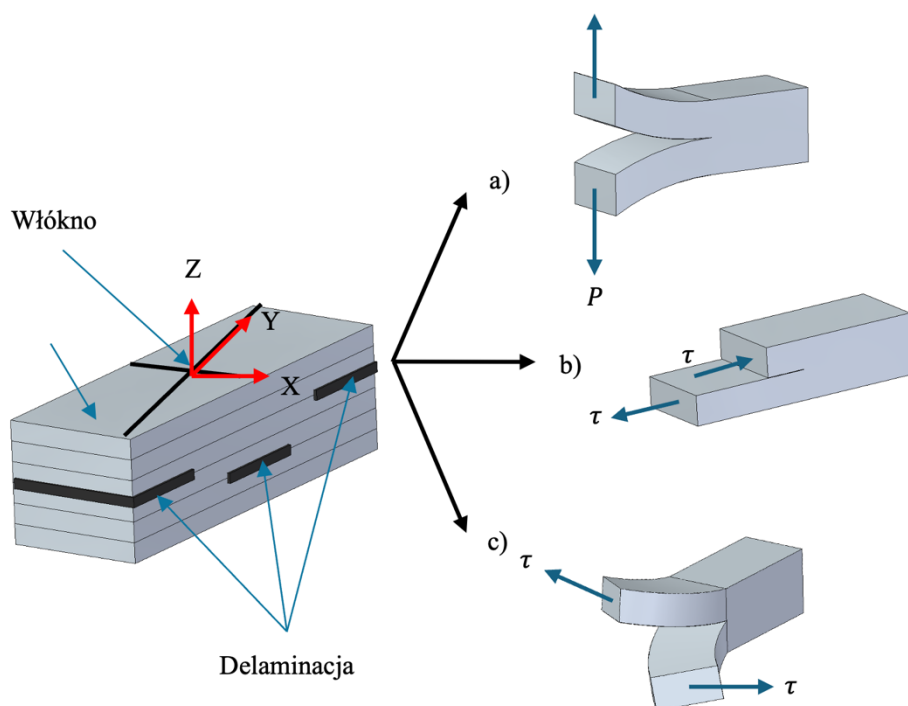
Dlatego istotne jest, aby procesy wytwarzania były starannie kontrolowane i optymalizowane, aby zapewnić integralność materiału i jego długotrwałą wydajność w zastosowaniach inżynierskich. Mechanizmy uszkodzeń w materiałach, które składają się z naprzemiennych warstw włókien w matrycy polimerowej oraz warstw metalu są bardziej złożone, ponieważ obejmują zarówno uszkodzenia w warstwach kompozytowych jak i metalowych, a także interakcje między nimi. W przypadku laminatów metalowo-włóknistych badanych w próbach statycznych, obok nieciągłości występujących w interfejsie adhezyjnym między warstwami, główne mechanizmy uszkodzeń obejmują delaminację, pękanie matrycy i uszkodzenia włókien [64,183,277–279].

Delaminacja jest głównym mechanizmem zniszczenia laminatów kompozytowych, który występuje na skutek separacji warstw w procesie produkcji lub uszkodzenia krawędziowego. Może występować w trzech podstawowych trybach (rys. 2.8): rozwarcia, ścinania poprzecznego, ścinania wzdłużnego lub ich kombinacjach (tryb mieszany) [280]. Jest to dominujący mechanizm zniszczenia laminatów kompozytowych, prowadzący do utraty integralności strukturalnej i ostatecznie do katastrofального zniszczenia [281–283]. Badania wykazały, że propagację delaminacji w różnych interfejsach warstw laminatów można analizować eksperymentalnie, wykorzystując metody takie jak badanie belki o dwóch wspornikach DCB (ang. double cantilever beam) oraz próba zginania belki z karbem ENF (ang. end-notched flexure),

które umożliwiają ocenę wpływu cyklicznych obciążeń na rozwój uszkodzeń [284–286].

Przewidywanie degradacji laminatu jest możliwe dzięki analizie interakcji pęknięć osnowy i delaminacji, co umożliwia dokładniejsze modelowanie zachowania materiału pod obciążeniem [217]. Pęknięcia osnowy, wynikające z oddziaływań między włóknami a matrycą, mogą być inicjowane przez lokalne koncentracje naprężeń w obszarach przy włóknach lub powstawać w wyniku nadmiernego obciążenia [229,261].

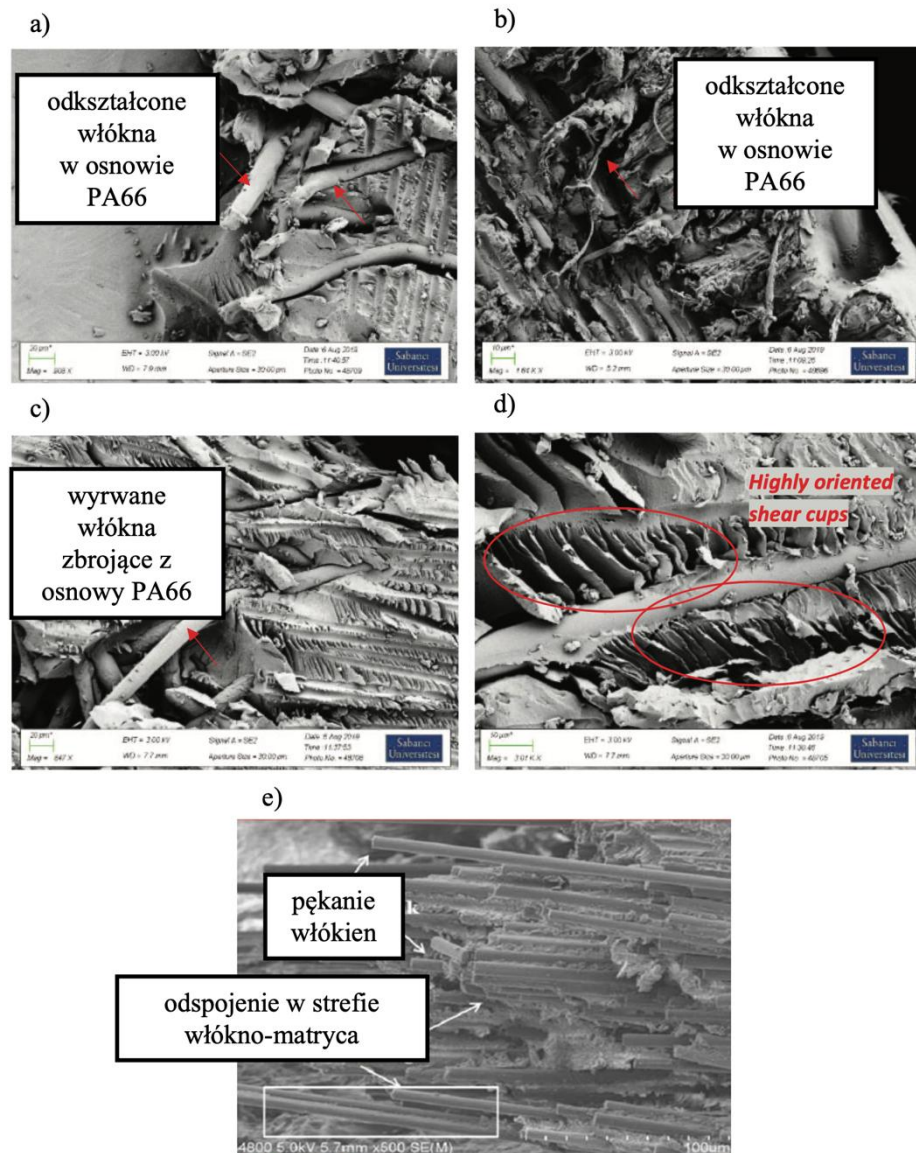
Uszkodzenie włókien może występować na kilka sposobów: pęknięcie włókien, ich oddzielanie się od osnowy (debonding) oraz wyciąganie włókien z matrycy. Uszkodzenie włókien rzadko zachodzi w laminatach wielokierunkowych, chyba że chodzi o warstwy o orientacji  $0^\circ$ . W tych warstwach pęknięcie włókien przyjmuje charakterystyczną strukturę przypominającą „szczotkę”. Różne mechanizmy uszkodzenia takie jak: rozszczepienie włókien, rozdzielanie się włókien od otaczającej je matrycy, przerwanie włókien, delaminacja [155,277], wyciąganie włókien, rozwarstwienia na granicy faz czy odspojenia międzyfazowe [277] mogą być identyfikowane i szczegółowo analizowane za pomocą SEM, który umożliwia ocenę mikrostruktury materiału oraz mechanizmów jego degradacji



Rys. 2.8. Tryby delaminacji wielokierunkowych laminatów kompozytowych: a) Tryb I – rozwarście b) Tryb II – ścinanie poprzeczne, c) Tryb II/III – ścinanie poprzeczne i wzdłużne [217]



Na rysunku 2.9 zaprezentowane zostały przykłady uszkodzeń laminatów zaobserwowanych podczas statycznej próby rozciągania.

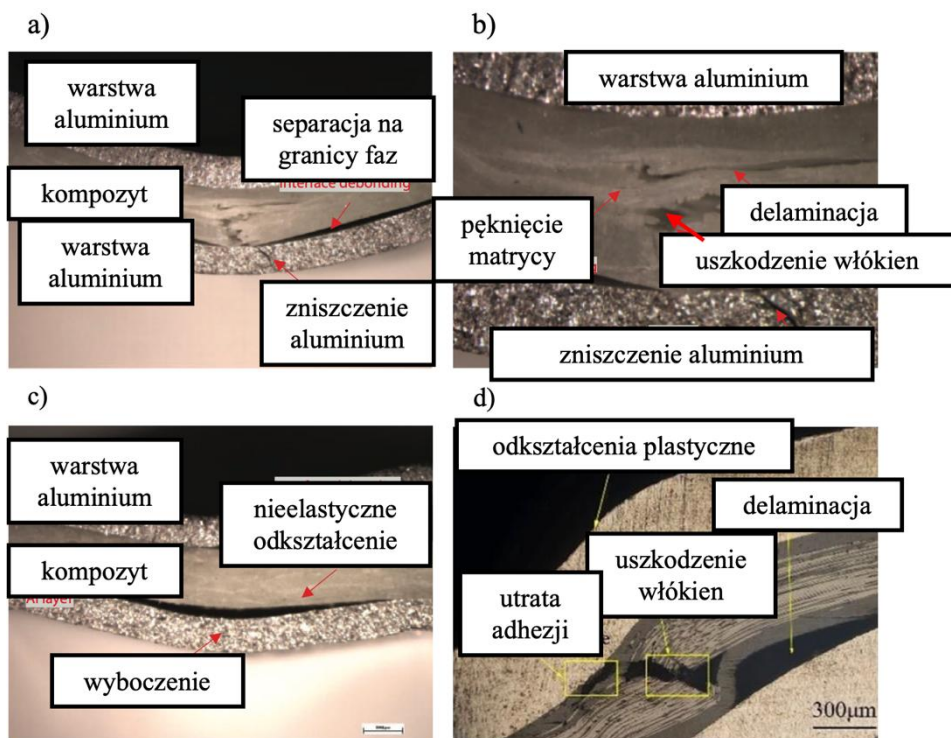


Rys. 2.9. Uszkodzenia laminatów: a-d) [278], e) [183]

Struktury FML charakteryzują się złożonym zachowaniem mechanicznym pod wpływem obciążeń zginających, które można podzielić na trzy główne etapy zniszczenia: wyboczenie górnej warstwy metalowej, wzrost pęknięć oraz delaminacja. Wyboczenie górnej warstwy metalowej następuje w wyniku naprężenia ściskającego, co prowadzi do utraty stabilności. W miarę wzrostu



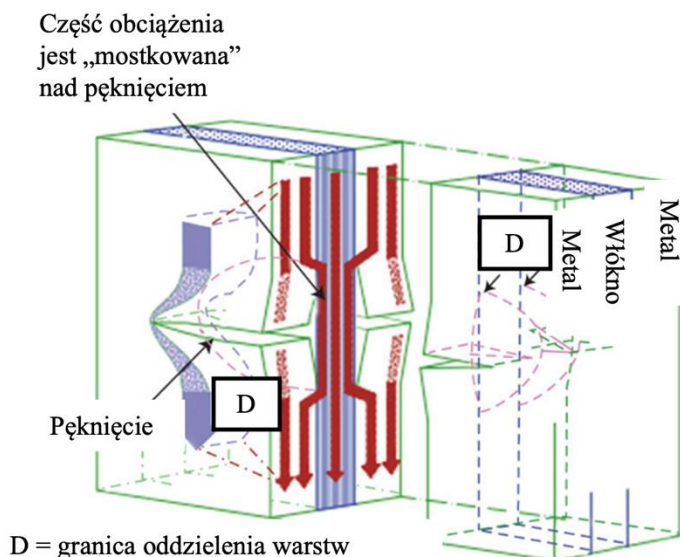
obciążenia, naprężenie w dolnych warstwach rośnie, aż do osiągnięcia ostatecznej wytrzymałości na rozciąganie aluminium, co skutkuje sekwencyjnym łamaniem się tych warstw. Kierunek wzrostu pęknięcia jest zgodny z osią obciążenia, a pęknięcia w dolnych warstwach inicjują delaminację na interfejsie pomiędzy warstwami kompozytowymi a metalowymi. W miarę zwiększania odkształcenia, dalsze pęknięcia rozwijają się wzdłuż granicy delaminacji. Typowe uszkodzenia podczas obciążeń zginających przedstawiono na rysunku 2.10.



Rys. 2.10. Uszkodzenia laminatów: a-c) [278], d) [287]

W przypadku laminatów metalowo-włóknistych ich odporność na obciążenia cykliczne stanowi jedną z kluczowych właściwości, która wyróżnia je na tle innych materiałów. Wytrzymałość zmęczeniowa FML przewyższa wytrzymałość materiałów takich jak aluminium, co wynika z unikalnej zdolności warstw kompozytowych do przenoszenia obciążeń w momencie inicjacji pęknięcia zmęczeniowego w warstwie metalowej [156]. Jak przedstawiono na rysunku 2.11, warstwy metalowe FML są połączone z włóknami, które skutecznie hamują rozwój pęknięć [288]. Kiedy pęknięcia formują się i rozprzestrzeniają w warstwie metalowej, włókna pełnią rolę mostka, przenosząc część obciążenia z metalu, co redukuje naprężenia w tej warstwie oraz obniża współczynnik intensywności naprężeń w wierzchołku pęknięcia. Dodatkowo, badania wskazują, że w kontekście zmęczenia naprężenia

w warstwie metalowej mają kluczowe znaczenie przed aktywacją mechanizmu mostkowania, a po jego zainicjowaniu warstwa metalu oraz naprężenia mostkowania współdziałają ze sobą [289–291].



Rys 2.11. Mostkowanie pęknięć przez włókna oraz delaminacja warstw [292]

#### 2.4.3. Mechanizmy uszkodzeń a klasyczne teorie zniszczenia

Jak już wcześniej wspomniano, materiały kompozytowe, ze względu na swoją anizotropową strukturę i heterogeniczną budowę, podlegają różnym mechanizmom uszkodzeń w zależności od ich skali i rodzaju obciążenia. W przeciwieństwie do materiałów jednorodnych, w których uszkodzenie rozprzestrzenia się w sposób ciągły, kompozyty mogą wykazywać złożone interakcje między mikropęknięciami w matrycy, pękaniem włókien, delaminacją oraz degradacją warstw. W nawiązaniu do wcześniejszych analiz, modele materiałów heterogenicznych klasyfikowane są na mikromechaniczne, mezomechaniczne oraz makromechaniczne, w zależności od skali analizy i poziomu szczegółowości opisu struktury materiału [219,220].

Modele mikromechaniczne można sklasyfikować według zastosowanych metod na trzy główne kategorie: empiryczne, analityczne oraz numeryczne [217]. Podejścia oparte na mechanice uszkodzeń ciągłych [233,293,294] często odwołują się do podejść zaproponowanych m.in. przez Matenzmillera [293], są używane do modelowania późniejszego nieliniowego zachowania materiału, które wynika z degradacji sztywności spowodowanej uszkodzeniami.

W literaturze podkreśla się, że modelowanie statycznej próby rozciągania w przypadku kompozytów zbrojonych tkaniną jest utrudnione, co wynika z falistości przędzy i struktury tkaniny [61,295]. Mimo rozwoju zaawansowanych narzędzi numerycznych, wciąż istotne jest korzystanie z klasycznych teorii

zniszczenia, które umożliwiają wstępną identyfikację dominujących mechanizmów uszkodzeń.

Metoda pola fazowego PFM (ang. phase-field fracture method) odgrywa istotną rolę w dużych symulacjach inżynierskich, umożliwiając określenie, kiedy należy usunąć uszkodzone elementy konstrukcji, na podstawie kryteriów takich jak Chang i Chang [296] oraz Tsai-Wu [297], jednak ich kalibracja wymaga dokładnych danych eksperymentalnych. Mechanika uszkodzeń ciągłych dostarcza bardziej szczegółowego opisu degradacji sztywności, lecz jest mniej skuteczna w odwzorowaniu nieliniowości typowych dla kompozytów termoplastycznych [55]. W tym kontekście nielocalne modele uszkodzeń NDM (ang. nonlocal damage model) stanowią atrakcyjną alternatywę, eliminując potrzebę dokładnego dopasowywania parametrów materiałowych i skutecznie rozpraszając efekty pęknięcia [298].

W ramach wspomnianych wyżej skal wykorzystuje się różne teorie i kryteria uszkodzenia, które zostały opracowane i zmodyfikowane w celu przewidywania uszkodzeń laminatów kompozytowych. Kryteria te dzielą się na trzy główne kategorie [299–303]:

- teorie graniczne lub niezależne, takie jak kryteria maksymalnego naprężenia i maksymalnego odkształcenia, które opisują uszkodzenie na podstawie przekroczenia pojedynczych komponentów odkształcenia lub naprężenia względem granicznych wartości materiałowych,
- teorie częściowo zależne lub oparte na trybach zniszczenia, takie jak kryteria Pucka, Hashina czy teoria UN-Daniel Tao, które uwzględniają osobno uszkodzenia włókien i osnowy oraz ich różne tryby (rozciąganie/ściskanie),
- teorie w pełni zależne, uwzględniające współdziałanie różnych mechanizmów zniszczenia, takie jak teorie Tsai-Wu i Tsai-Hill, które bazują na interakcyjnych funkcjach uszkodzenia, uwzględniając współistnienie kilku składowych naprężeń i ich wzajemne oddziaływanie [217].

Poniżej zestawiono najczęściej stosowane kryteria uszkodzeń kompozytów włóknistych, które, mimo że zostały opracowane wiele lat temu, pozostają fundamentalnym elementem wiedzy inżynierskiej, na którym opierają się współczesne badania i praktyki inżynierskie [304–316]:

- kryterium maksymalnego naprężenia/odkształcenia, gdzie zniszczenie następuje po przekroczeniu maksymalnych wartości naprężeń lub odkształceń w danym kierunku [217,317–320]
- kryterium Hashina, które stanowi klasyczne podejście rozróżniające mechanizm zniszczenia włókien i osnowy w trybach rozciągania oraz ściskania [216,272,317,321–323],
- kryterium Tsai-Hill, które bazuje na teorii energii zniszczenia, uwzględniając interakcje między komponentami stanu naprężenia [217,259,317],

- kryterium Tsai-Wu, które stanowi rozszerzenie kryterium Tsai-Hilla, uwzględniając asymetrię w rozciąganiu i ściskaniu [259,317,324]. Kryterium awarii Tsai-Wu może być również zastosowane do tkanin kompozytowych [91]. Kryterium to pozwala na ocenę wytrzymałości materiału w zależności od kąta orientacji włókien, uwzględniając zarówno naprężenia normalne, jak i ścinające,
- kryterium Hoffmanna, które uznawane jest za modyfikację Tsai-Wu uwzględniającą asymetrię w kierunku poprzecznym [217,259,317]
- kryterium Pucka, które stanowi bardziej rozbudowane podejście rozróżniające mechanizmy uszkodzenia matrycy i włókien, także w trybie ścinania [253,317,325–327]
- kryterium Chamisa, Hart-Smitha, Cuntz’ego, McCartneya, Wolfe’a, Edge’a, Sun’a, Eckolda, Huang, Bogetti, LARC03 i inne, które rozszerzają klasyczne kryteria o takie aspekty jak porowatość, karby, złożone efekty brzegowe, probabilistykę uszkodzeń, nieliniowości materiałowe i podejścia wielokontinuum [216,225,317,328–331].

## **2.5. METODY ANALIZY MATERIAŁÓW HETEROGENICZNYCH W UJĘCIU NUMERYCZNYM**

Testy eksperymentalne na komponentach w skali rzeczywistej są stosunkowo kosztowne. Aby zniwelować ten problem, opracowano szereg predykcyjnych modeli uszkodzeń, głównie opartych na metodzie elementów skończonych. Modele te zazwyczaj wymagają wielu właściwości fizycznych jako danych wejściowych, które muszą być określone na drodze badań eksperymentalnych. Różne modele uszkodzeń mogą być stosowane w zależności od specyfiki zastosowania. Główne modele uszkodzeń można podzielić na trzy kategorie: PFM, CDM [130–133] oraz NDM [134]. W literaturze dostępne są przykłady zastosowań MES do analizy odpowiedzi mechanicznej FML poddawanych różnym typom obciążeń, takim jak rozciąganie, zginanie czy uderzenia [165,274–276,332–334]. Symulacje numeryczne umożliwiają również odwzorowanie procesu propagacji pęknięć oraz oszacowanie właściwości mechanicznych, które są trudne do bezpośredniego wyznaczenia za pomocą standardowych metod badawczych [335–338].

### **2.5.1. Kompozyty wzmacniane tkaniną**

Modele analityczne mają ograniczenia w modelowaniu złożonych struktur i uszkodzeń, dlatego w ostatnich latach coraz częściej stosuje się metody elementów skończonych, które umożliwiają bardziej kompleksowe modelowanie, uwzględniając zarówno sztywność, jak i ewolucję uszkodzeń [78]. Metoda elementów skończonych jest kluczowym narzędziem do analizy materiałów kompozytowych umożliwiającym uwzględnienie zarówno mikroskalowych, jak i makroskalowych aspektów ich zachowania. W przypadku kompozytów tkanych modelowanie uwzględnia m.in. złożone interakcje włókien

z osnową i możliwe tryby uszkodzeń. Zastosowanie anizotropowego modelu uszkodzeń dla włókien oraz izotropowego modelu dla matrycy pozwala na precyzyjne śledzenie rozwoju uszkodzeń w takich materiałach.

Kryteria klasyczne, np. Hoffmana, mogą nie odzwierciedlać rzeczywistych trybów dominujących w strukturze tkanej, co uzasadnia stosowanie bardziej zaawansowanych modeli. Dla bardziej szczegółowej analizy, uszkodzenia dzielimy na różne tryby, takie jak pęknięcie włókien, pęknięcia poprzeczne czy ścinanie, których wystąpienie zależy od rozkładu naprężeń w różnych kierunkach [20]. W praktyce stosuje się modele tensorów uszkodzeń, które uwzględniają redukcję efektywnej powierzchni materiału spowodowaną pęknięciami i pustkami. MES z uwzględnieniem degradacji sztywności pozwala modelować rozwój uszkodzeń i ich wpływ na sztywność globalną kompozytu [218].

Homogenizacja właściwości struktury tkanej może uwzględniać okresową geometrię przędzy i symetrię układu. W ramach tej analizy przeprowadza się makroskalową symulację metodą elementów skończonych, umożliwiającą ocenę rozwoju uszkodzeń, takich jak pęknięcia matrycy i włókien, oraz ich wpływu na wytrzymałość materiału. Choć przyjmuje się sprężystość liniową, uwzględnia się anizotropowość materiału i monitoruje propagację uszkodzeń, co pozwala na przewidywanie wytrzymałości kompozytu w rzeczywistych warunkach [78,339].

W literaturze dotyczącej kompozytów tkanych często przyjmuje się uproszczenia wynikające z symetrii strukturalnej tych materiałów. Przykładowo, w przypadku kompozytu Glass Fiber Reinforced Polymer (GFRP), który jest kompozytem tkanym, modelowanie opiera się na założeniu anizotropii materiału. W tym celu konieczne jest wyznaczenie odpowiednich stałych materiałowych, takich jak moduły sprężystości wzdłużne ( $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ), moduły ścinania ( $G_{12}$ ,  $G_{13}$ ,  $G_{23}$ ) oraz współczynniki Poissona ( $\nu_{12}$ ,  $\nu_{21}$ ). Literatura przedmiotu [187] wskazuje się, że dla kompozytów tkanych, ze względu na symetrię układu włókien w osnowie, wartości stałych materiałowych wzdłuż kierunków głównych są sobie równe, tj.  $E_{11} = E_{22}$ ,  $G_{13} = G_{23}$ , a  $\nu_{12} = \nu_{21}$ .

### 2.5.2. Laminaty metalowo-włókniste

Laminaty włóknisto-metalowe mogą być modelowane zarówno w układzie dwuwymiarowym, jak i trójwymiarowym. Konstrukcja modelu MES może obejmować podejście 2D lub 3D, a wybór zależy od charakterystyki badanego zjawiska i rodzaju danych materiałowych. Po wybraniu wymiarowości modelu należy zdefiniować model materiałowy – w przypadku laminatów włókno-metal istotną kwestią jest poziom generalizacji. Jak już wcześniej wspomniano, można stosować trzy różne poziomy generalizacji: makro-, mezo- i mikroskopowy [219]. Niemniej jednak, stosowanie tego podejścia w praktyce napotyka trudności wynikające ze skomplikowanej geometrii, co prowadzi do konieczności wykorzystania dużej liczby elementów oraz precyzyjnego zdefiniowania

interfejsów pomiędzy włóknami a matrycą. W rezultacie, tego rodzaju analiza jest często realizowana w połączeniu z metodą RVE aby uzyskać właściwości materiałowe wykorzystywane na wyższych poziomach uogólnienia [238]. Najpopularniejszym podejściem jest rozróżnienie każdej warstwy laminatu włókno-metal i niezależne zdefiniowanie właściwości dla każdej z tych warstw.

W uproszczonych analizach zakłada się zachowanie sprężyste dla kompozytu i sprężysto-plastyczne dla aluminium. Właściwości całkowite materiału oblicza się za pomocą reguły mieszaniny, uwzględniającej właściwości poszczególnych warstw w zakresach sprężystym i plastycznym. Choć podejście to zapewnia wiarygodne wyniki, zwrócono uwagę na możliwość nadmiernego uproszczenia modelu, wynikającego z pominięcia interfejsów metal-kompozyt [340]. Warto jednak zauważyć, że analiza ta ogranicza się jedynie do zachowania materiału w próbie rozciągania, co zawęża zakres zastosowań tego podejścia. Konstrukcja geometrii warstw może być wspierana przez narzędzia takie jak: TexGen lub WiseTex [341,342]. Korzystając z macierzy sztywności w klasycznej teorii laminatów, możliwe jest wyznaczenie stałych inżynierskich dla całego materiału na podstawie właściwości poszczególnych warstw oraz ich konfiguracji. Takie podejście pozwala na odwzorowanie zachowań materiału w zakresie sprężystym, nawet w przypadku zginania [332]. W literaturze wskazuje się również na zastosowanie metody sublaminatów, która może zapewnić większą dokładność w opisie właściwości mechanicznych kompozytów [343]. Jednak klasyczna teoria laminatów i jej rozszerzenia nie uwzględniają zjawisk plastycznych, co stanowi istotne ograniczenie, zwłaszcza w kontekście bardziej złożonych analiz.

W przypadku składników metalowych w modelowaniu najczęściej przyjmuje się założenie izotropii, z najprostszym podejściem opartym na w pełni liniowym zachowaniu materiału [344,345]. Jednak dla metali powszechnie stosowanych w FML, takich jak aluminium czy magnez, istotnym aspektem jest plastyczność, która znacząco wpływa na globalną odpowiedź struktury. W literaturze wskazuje się na zastosowanie różnych modeli plastyczności, takich jak dwuliniowe lub wieloliniowe utwardzanie izotropowe [332,346–348], uwzględniające również zależność od szybkości odkształcenia [349]. Wykorzystywane są także modele konstytutywne, w tym model Johnsona-Cooka [350–354], który stosuje się zarówno w pełnej, jak i uproszczonej postaci [355].

Warstwy kompozytowe, ze względu na ukierunkowanie włókien, wymagają podejścia ortotropowego, a ich zachowanie jest głównie sprężyste, zgodnie z prawem Hooke'a. W przypadku warstw klejowych, stanowiących zazwyczaj żywice epoksydowe lub poliamid, zakłada się izotropię. Wskazuje się również, że ich właściwości mogą być modelowane jako elastoplastyczne, choć uproszczenie do wyłącznie sprężystego zachowania nie wpływa istotnie na wyniki obliczeń, co czyni je efektywnym podejściem [356].

### **a.Modelowanie uszkodzeń**

Uszkodzenia materiałów kompozytowych mogą być klasyfikowane na różne sposoby, w zależności od przyjętego kryterium. Literatura wyróżnia podejścia oparte na mechanice pękania oraz na teoriach wytrzymałościowych. Innym kryterium podziału jest zakres analizowanego uszkodzenia, który obejmuje zarówno globalne, złożone awarie całej struktury, jak i mechanizmy uszkodzeń dotyczące specyficznych typów defektów. W literaturze wyróżnia się także mechanizmy uszkodzeń w płaszczyźnie, związane z degradacją strukturalną wewnątrz pojedynczych warstw, a także mechanizmy międzywarstwowe, takie jak delaminacja, zachodząca pomiędzy kolejnymi warstwami laminatu, które mają kluczowy wpływ na integralność i wytrzymałość całej struktury.

W literaturze wyróżnia się kilka grup kryteriów uszkodzeń materiałów kompozytowych, z których pierwszą stanowią kryteria dotyczące uszkodzeń włókien. Oparte są one głównie na maksymalnych wartościach naprężeń i odkształceń dla poszczególnych warstw, uwzględniając również ścinanie w płaszczyźnie, które przyczynia się do kumulacji uszkodzeń włókien. Drugim istotnym mechanizmem jest uszkodzenie osnowy, które wymaga uwzględnienia inicjacji i propagacji pęknięć. Kryteria te zazwyczaj opisują inicjację uszkodzenia, natomiast dalszą propagację można modelować przy użyciu wbudowanych modeli degradacji lub za pomocą własnych modeli zdefiniowanych w autorskich podprogramach użytkownika (np. UMAT (ang. user material) czy VUMAT (ang. vectorized user material)) [357]. Obecnie brak jest uniwersalnej teorii mogącej uwzględnić wszystkie mechanizmy i czynniki prowadzące do uszkodzenia w kompozytach, co prowadzi do konieczności łączenia różnych modeli w celu uzyskania pełniejszego obrazu zachowania materiału.

W literaturze zaproponowano klasyfikację trybów uszkodzenia w zależności od warunków obciążenia, uwzględniając awarie włókien, uszkodzenia osnowy oraz delaminację. W analizie uszkodzeń stosowane są zarówno ogólne kryteria wytrzymałościowe, takie jak kryterium Hashina [346,350,358] czy kryterium Changa-Changa [355,359,360], jednak ich implementacja w Abaqus jest ograniczona do modeli dwuwymiarowych, co skłania do opracowywania własnych podprogramów dla modeli trójwymiarowych [274,357,361,362]. Inicjację uszkodzeń można również opisać za pomocą innych kryteriów, takich jak kryterium Puck, Tsai-Wu czy Tsai-Hill [344]. Delaminacja w laminatach włókno-metal modelowana jest zazwyczaj przy użyciu elementów kohezji lub powierzchni kontaktowych. Alternatywą są kryteria dedykowane delaminacji, takie jak kryterium Yeha [274,357,363], które umożliwiają szczegółowe odwzorowanie tego mechanizmu.

### **b.Modelowanie adhezji**

W laminatach metalowo-włóknistych istotną rolę odgrywa warstwa interfejsowa znajdująca się między metalem a częścią kompozytową. Wybór metody modelowania tej warstwy ma znaczący wpływ na wyniki

symulacji. Analiza literatury wskazuje, że w niektórych przypadkach (np. testy łóczenia i zginania [332,364], możliwe jest pominięcie warstwy interfejsowej, co nie wpływa negatywnie na jakość uzyskanych wyników. Z kolei inne badania wskazują, że nieuwzględnienie warstwy interfejsowej może prowadzić do niezgodności między wynikami symulacji a danymi eksperymentalnymi. Różnice te mogą być związane m.in. z orientacją włókien, co wymaga starannego dopasowania strategii modelowania FML do konkretnego typu obciążenia. W literaturze opisano różne podejścia do modelowania tej warstwy – jednym z nich jest zastosowanie elementów kohezji o skończonej grubości [365], natomiast inną metodą jest użycie elementów kohezji o zerowej grubości, w których węzły są rozmieszczone w tych samych punktach co w warstwach łączonych, co umożliwia symulację pęknięcia. Alternatywnym podejściem jest wykorzystanie elementów o zerowej grubości powiązanych z sąsiednimi warstwami za pomocą więzów „tie”, co wykorzystano w modelowaniu laminatów GLARE, ARALL i CARALL [366]. Inna strategia polega na wprowadzeniu powierzchni kohezji, gdzie warstwa adhezyjna jest traktowana jako zachowanie kontaktowe między łączonymi warstwami, a nie jako oddzielna warstwa, a w jeszcze innym podejściu stosowano definicję kontaktu między warstwami modelowanymi jako powłoki [358,367].

W przypadku termoplastycznych laminatów metalowo-włóknistych z warstwami aluminium, w literaturze opisano stosowanie modeli sprężysto-plastycznych. W fazie sprężystej przyjmuje się izotropowe zachowanie materiału, które definiuje się za pomocą modułu sprężystości oraz współczynnika Poissona. Dla oceny początku uszkodzenia wykorzystuje się kryterium plastyczności [368]. Zakłada ono, że podczas obciążania dochodzi do odkształceń plastycznych, co prowadzi do inicjacji, propagacji i łączenia się wewnętrznych mikroporów oraz mikropęknięć. Proces ten skutkuje stopniową utratą sztywności materiału, co prowadzi do degradacji jego właściwości mechanicznych. W oparciu o teorię ciągłej mechaniki uszkodzeń, opisuje się również ewolucję uszkodzenia w funkcji odkształcenia plastycznego [369]. Modele progresywnego uszkodzenia, takie jak kryterium Linde’a czy Hashina, są szeroko opisywane w literaturze w kontekście CFRP. Z przeglądu literatury wynika, że do modelowania delaminacji i uszkodzeń interfejsu wykorzystuje się zarówno modele trakcyjno-separacyjne [370,371], jak i energetyczne (np. Benzeggagh-Kenane) [165]).

Redukcja liczby warstw w symulacji statycznej próby rozciągania ma istotny wpływ na rozkład naprężeń w laminatach kompozytowych. Zmniejszenie liczby warstw w określonych miejscach prowadzi do lokalnych koncentracji naprężeń, co może inicjować uszkodzenia, takie jak delaminacja czy pęknięcie włókien. Uwzględnienie tego zjawiska w modelach numerycznych pozwala na dokładniejsze odwzorowanie rzeczywistego zachowania materiału i lepszą ocenę jego wytrzymałości mechanicznej [372].

Cyfrowa korelacja obrazu w połączeniu z metodą elementów skończonych stanowi zaawansowane narzędzie do walidacji modeli numerycznych poprzez dostarczenie bezpośrednich pomiarów pól odkształceń w trakcie testów



eksperymentalnych. DIC dzięki możliwości precyzyjnego rejestrowania rozkładu odkształceń na powierzchni próbki, pozwala na dokładne porównanie wyników eksperymentalnych z wynikami symulacji MES. Ta integracja technologii umożliwia weryfikację i kalibrację modeli numerycznych, poprawiając ich dokładność w przewidywaniu zachowań mechanicznych materiałów, takich jak kompozyty i laminaty metalowo-włókniste, w różnych warunkach obciążeniowych [373–375].

### 3. UZASADNIENIE PODJĘCIA TEMATU I CEL PRACY

Laminaty FML odgrywają istotne znaczenie w przemyśle. Główną zaletą laminatów metalowo-włóknistych jest synergiczne połączenie właściwości poszczególnych komponentów, które pozwala niwelować ich indywidualne ograniczenia i zapewnia wysoką wytrzymałość oraz sztywność w odniesieniu do gęstości. Dotychczas najlepiej poznane i najczęściej stosowane były laminaty z udziałem tworzyw termoutwardzalnych, zbrojone włóknami szklanymi lub węglowymi w połączeniu z warstwami metalowymi, najczęściej ze stopów aluminium serii 6000. Ze względu jednak na ograniczoną możliwość recyklingu oraz długi czas przetwarzania, będące typowymi cechami żywic termoutwardzalnych, coraz większe znaczenie zyskują tworzywa termoplastyczne, które pozwalają przezwyciężyć te ograniczenia. Analiza literatury wykazała jednak, że właściwości mechaniczne laminatów metalowo-włóknistych z udziałem tworzyw termoplastycznych są wciąż słabo zbadane i wymagają dalszych analiz [155]. W dostępnych opracowaniach dominują rozwiązania oparte na poliamidach, które stanowią najczęściej stosowane tworzywa termoplastyczne w tego typu strukturach [163,194,376,377]. Ponadto, ograniczone zrozumienie kluczowych właściwości mechanicznych materiałów wzmacnianych włóknami [26] podkreśla potrzebę poszukiwania nowych, lekkich tworzyw termoplastycznych o zróżnicowanej strukturze polimerowej, które mogłyby znaleźć zastosowanie jako matryce w laminatach wykorzystywanych w różnych gałęziach przemysłu [183,378]. W związku z powyższym analiza literatury wykazała, że brakuje opracowań dotyczących politereftalanu butylenu (PBT), który dotychczas stosowany był jako osnowa w kompozytach wzmacnianych w większości wyłącznie włóknami szklanymi [379–385], natomiast nie odnotowano jego wykorzystania w strukturach typu TFML. Tworzywo to wyróżnia się doskonałą stabilnością wymiarową, wysoką odpornością chemiczną a przede wszystkim niską absorpcją wilgoci [386]. Równocześnie analiza literatury dowodzi, że znacznie częściej w strukturach FML stosowano włókna jednokierunkowe układane naprzemiennie [164,189,287,376,387] pod różnymi kątami niż wzmocnienia w postaci tkanin [155,388]. Zatem połączenie PBT jako osnowy z dwukierunkową tkaniną węglową, zamiast typowych układów opartych na włóknach jednokierunkowych, stanowi podejście niespotykane i innowacyjne w kontekście TFML, co uzasadnia podjęcie badań nad termoplastycznymi laminatami metalowo-włóknistymi z udziałem tego polimeru, ukierunkowanych na ocenę możliwości i celowości jego wykorzystania w tego rodzaju materiałach [183], a także na dobór odpowiedniej technologii wytwarzania. Wytwarzanie TFML jest nie tylko czasochłonne, ale również kosztowne [389,390] ponieważ procesy te wymagają ściśle kontrolowanych warunków oraz stałej kontroli parametrów, dlatego w literaturze jako metodę szczególnie przydatną w badaniach prototypowych i produkcji małoseryjnej wskazuje się prasowanie na gorąco, które umożliwia pełną kontrolę przebiegu procesu. Kolejnym krokiem jest

zbadanie właściwości mechanicznych otrzymanego materiału, przy czym fundamentem tej oceny jest wyznaczenie parametrów wytrzymałościowych w statycznych próbach rozciągania [146,391–393] i zginania [22,146,377,391] a także analizy mikrostrukturalne [139,393–395], które pozwalają na identyfikację mechanizmów niszczenia. Nieliczne prace [30,90] obejmowały również testy stopniowego obciążania i odciażania, umożliwiające obserwację degradacji sztywności.

W świetle przeprowadzonej analizy stanu wiedzy i przedstawionego uzasadnienia podjęcia tematu pracy, można stwierdzić, że podstawowym problemem naukowym podejmowanym w pracy jest brak wystarczającej wiedzy na temat wytwarzania i właściwości mechanicznych FML zbrojonych tkaniną węglową z termoplastyczną osnową polimerową, w tym przede wszystkim z osnową w postaci PBT. W celu jego rozwiązania postawiono następującą hipotezę: *Istnieje możliwość wytwarzania TFML na bazie stopu aluminium i tkaniny węglowej metodą prasowania na gorąco z zastosowaniem termoplastycznej osnowy polimerowej, przy czym TFML wykonywane z zastosowaniem PBT charakteryzują się porównywalnymi lub korzystniejszymi właściwościami mechanicznymi w stosunku do TFML wykonywanych z zastosowaniem osnowy z PA6.*

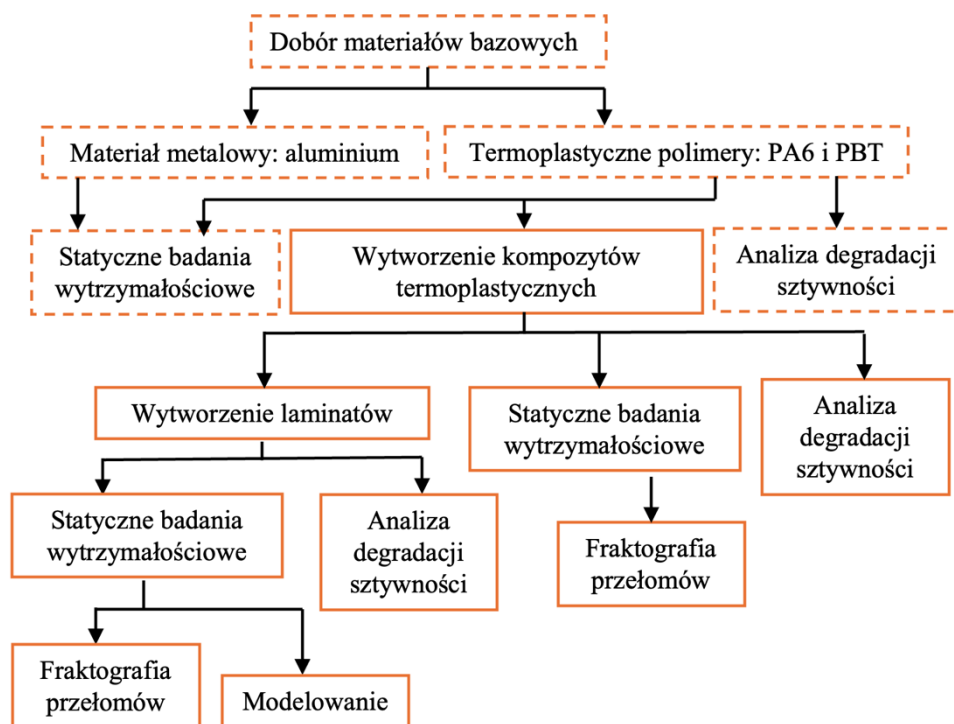
Dla oceny słuszności postawionej hipotezy, sformułowano następujące cele pracy:

- opracowanie innowacyjnej technologii wytwarzania kompozytów termoplastycznych wzmocnionych tkaniną węglową oraz laminatów metalowo-włóknistych składających się z warstw tych kompozytów oraz arkuszy ze stopu aluminium z zastosowaniem metody prasowania na gorąco,
- analizę porównawczą właściwości mechanicznych laminatów TFML, zawierających jako fazę polimerową PBT oraz powszechnie stosowany PA6, zbrojonych tkaniną węglową o splocie skośnym,
- ocenę przydatności PBT jako alternatywnej matrycy polimerowej w laminatach TFML, w kontekście uzyskania materiału o korzystnym stosunku właściwości mechanicznych do masy,
- określenie mechanizmów niszczenia opracowanych laminatów TFML.

## 4. PROGRAM I METODY BADAŃ

### 4.1. PROGRAM BADAŃ

Program badań zrealizowanych w ramach pracy objął szereg badań eksperymentalnych i teoretycznych mających na celu szczegółową analizę właściwości mechanicznych termoplastycznych laminatów metalowo-włóknistych zbrojonych tkaniną węglową wykonanych z zastosowaniem technologii opracowanej w ramach pracy doktorskiej. Pierwsza część badań objęła analizę właściwości materiałów polimerowych stanowiących osnowę w kompozytowej części opracowanych laminatów FML. W ramach tego etapu przeprowadzone zostały statyczne badania wytrzymałościowe oraz analiza sztywności. Testy te umożliwiły uzyskanie podstawowych danych dotyczących reakcji materiałów na obciążenia mechaniczne i posłużyły jako punkt wyjścia do dalszej analizy opracowanych materiałów. Rysunek 4.1 przedstawia graficzny schemat programu badań, natomiast tabela 4.1 zestawia wszystkie konfiguracje badanych polimerów, kompozytów oraz laminatów.



Rys. 4.1. Program badań własnych (linią przerywaną oznaczono zadania wstępne, a linią ciągłą – zadania zasadnicze)

Tab. 4.1. Konfiguracje badanych materiałów

| Materiał                | Grubość, mm               | Konfiguracja warstw    | Konfiguracja wzmocnienia |
|-------------------------|---------------------------|------------------------|--------------------------|
| <i>Materiały bazowe</i> |                           |                        |                          |
| AA6061                  | 0,5                       | -                      | -                        |
| PA6                     | 0,5                       | -                      | -                        |
|                         | 1,0                       | -                      | -                        |
| PBT                     | 0,5                       | -                      | -                        |
|                         | 1,0                       | -                      | -                        |
| Folia „23.110”          | 0,04                      | -                      | -                        |
| Folia „FEP”             | 0,1                       | -                      | -                        |
| <i>Kompozyty CFRTP</i>  |                           |                        |                          |
| PA6/CF                  | 0,5                       | -                      | $\pm 45^\circ$ , 0/90°   |
|                         | 1,0                       | -                      | $\pm 45^\circ$ , 0/90°   |
| PBT/CF                  | 0,5                       | -                      | $\pm 45^\circ$ , 0/90°   |
|                         | 1,0                       | -                      | $\pm 45^\circ$ , 0/90°   |
| <i>Laminaty FML</i>     |                           |                        |                          |
| A/PA6/CF                | 2,5 (0,5/0,5/0,5/0,5/0,5) | AA/PA6-CF/AA/PA6-CF/AA | $\pm 45^\circ$ , 0/90°   |
|                         | 3,5 (0,5/1,0/0,5/1,0/0,5) | AA/PA6-CF/AA/PA6-CF/AA | $\pm 45^\circ$ , 0/90°   |
| AA/PBT/CF               | 2,5 (0,5/0,5/0,5/0,5/0,5) | AA/PBT-CF/AA/PBT-CF/AA | $\pm 45^\circ$ , 0/90°   |
|                         | 3,5 (0,5/1,0/0,5/1,0/0,5) | AA/PBT-CF/AA/PBT-CF/AA | $\pm 45^\circ$ , 0/90°   |

## 4.2. METODY BADAŃ

### 4.2.1. Wyznaczanie gęstości

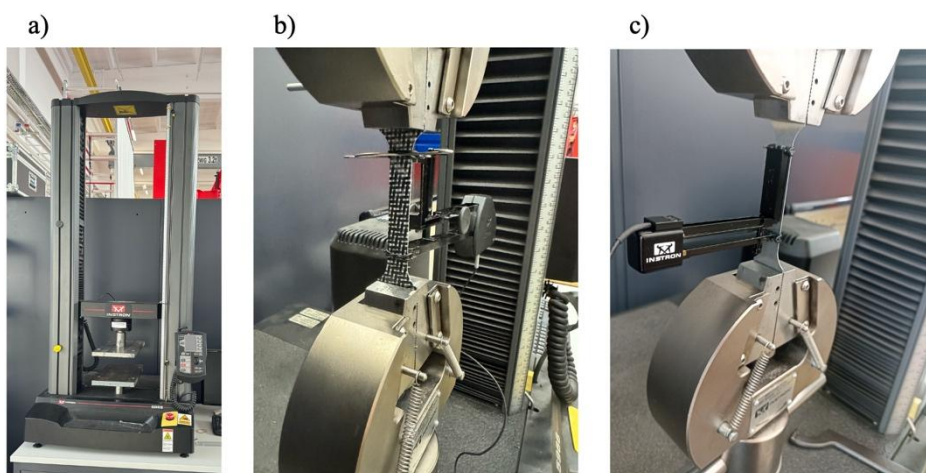
Gęstość laminatów wyznaczono zgodnie z normą PN-EN ISO 1183-1, wykorzystując metodę zanurzeniową. Pomiar przeprowadzono przy użyciu wagi wyposażonej w przystawkę hydrostatyczną AD50 (rys. 4.2). Procedura obejmowała określenie masy próbki w powietrzu oraz po zanurzeniu w wodzie destylowanej o gęstości 1000 kg/m<sup>3</sup>. Do analizy przygotowano minimum po 3 próbki z każdej serii.



Rys. 4.2. Stanowisko do pomiaru gęstości

#### 4.2.2. Statyczna próba rozciągania

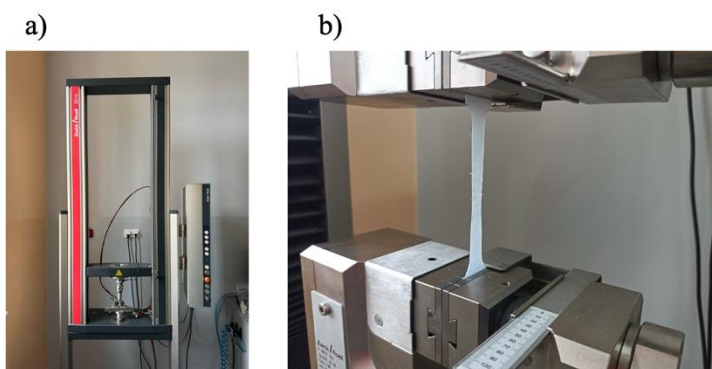
Statyczne próby rozciągania polimerowych materiałów bazowych (PA6 i PBT) oraz opracowanych kompozytów termoplastycznych (PA6-CF i PBT-CF) przeprowadzono przy użyciu dwóch niezależnych stanowisk badawczych, przy różnych prędkościach obciążania. Pierwsze eksperymentalne badania wytrzymałościowe przeprowadzono przy użyciu maszyny wytrzymałościowej INSTRON 5966 (rys. 4.3.a) dla polimerowych materiałów bazowych oraz kompozytów termoplastycznych (rys. 4.3 b) o grubości 1 mm oraz 0,5 mm, a także stopu aluminium (rys. 4.3 c) z prędkością obciążania wynoszącą 1 mm/min. Dodatkowo, aby precyzyjnie określić odkształcenia wzdłużne, na części pomiarowej próbek montowano ekstensometr (rys. 4.3 b,c) do badań statycznych (typ 2630-110) o bazie 50 mm i zakresie pomiarowym +100%.



Rys. 4.3. Stanowisko badawcze: a) maszyna wytrzymałościowa INSTRON 5966, b–c) próbka kompozytowa (b) i aluminiowa (c), zamocowane w szczękach, wyposażone w ekstensometr

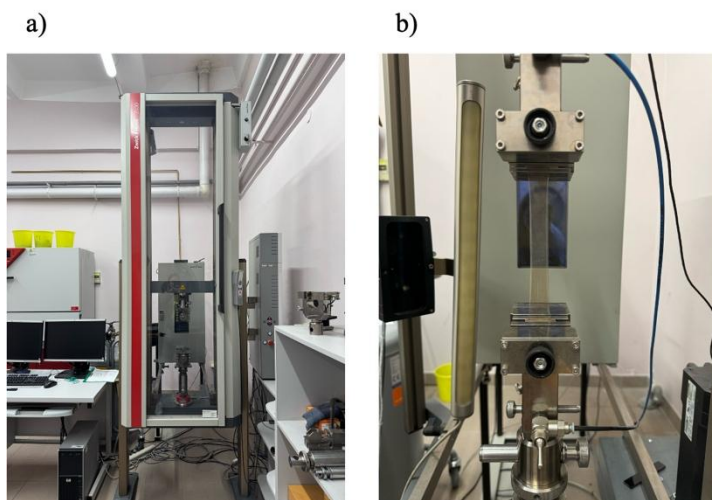
Zgodnie z literaturą przedmiotu, prędkość obciążenia ma istotny wpływ na charakterystykę odkształcenia materiału [206], dlatego w celu oceny wpływu zwiększenia prędkości obciążania do 10 mm/min na właściwości mechaniczne badanych materiałów przeprowadzono dodatkowe eksperymenty, analizując zmiany w ich zachowaniu pod obciążeniem. Próby rozciągania wykonano na kompozytowych próbkach o grubości 1 mm, charakteryzujących się wyższą zawartością osnowy polimerowej. Testy realizowano na maszynie wytrzymałościowej Zwick Roell Z010 (rys. 4.4), przy zastosowaniu prędkości przemieszczenia wynoszącej 10 mm/min a odkształcenia wzdłużne określano na podstawie przemieszczenia trawersy.

Badania materiałów polimerowych zostały zrealizowane zgodnie z normą PN-EN ISO 527-1, natomiast statyczne próby rozciągania stopu aluminium przeprowadzono zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 6892-1.



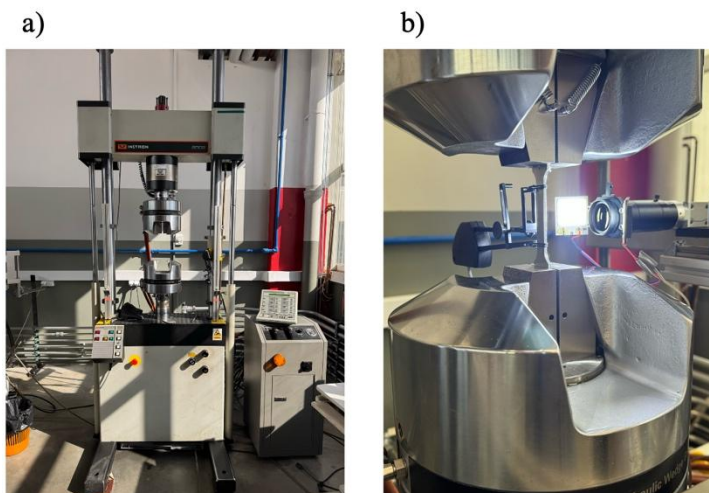
Rys. 4.4. Stanowisko badawcze: a) maszyna wytrzymałościowa Zwick Roell Z010, b) zamocowana próbka polimerowa

Statyczną próbę rozciągania folii adhezyjnych, umożliwiających połączenie bazowych materiałów polimerowych z metalem, przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej Zwick Roell Z030 (rys. 4.5) przy prędkości obciążania 50 mm/min, zgodnie z normą PN-EN ISO 527-3.



Rys. 4.5. Stanowisko badawcze: a) maszyna wytrzymałościowa Zwick Roell Z030, b) próbka folii

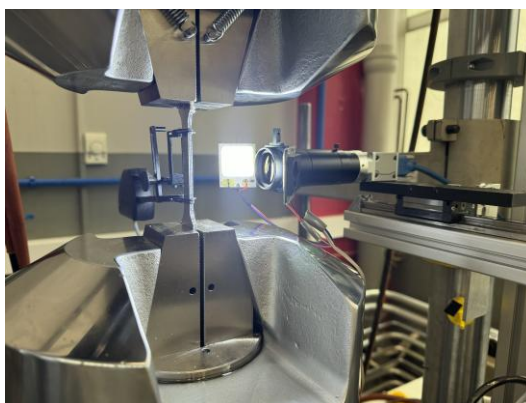
Statyczne próby rozciągania laminatów TFML przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 8502 (rys. 4.6), wyposażonej w siłomierz o zakresie 250 kN. Wydłużenie próbki rejestrowano za pomocą ekstensometru do badań statycznych (typ 2630-110) o bazie 50 mm, mocowanego na części pomiarowej próbki i charakteryzującego się zakresem pomiarowym  $\pm 100\%$ .



Rys. 4.6. Stanowisko badawcze: a) maszyna wytrzymałościowa INSTRON 8502, b) próbka laminatu zamocowana w szczękach z zamonotowanym ekstensometrem

#### 4.2.3. Rozkład odkształceń

Do analizy rozkładów odkształceń zastosowano metodę cyfrowej korelacji obrazu DIC (ang. Digital Image Correlation), która jest techniką optyczną pozwalającą na pomiar przemieszczeń oraz odkształceń. Do obserwacji próbki użyto zestawu składającego się z telecentrycznych obiektywów VS Technology oraz kamer Basler Ace (rys. 4.7). Odkształcenia rejestrowano na powierzchni bocznej oraz czołowej próbki, a analizy map przemieszczeń dokonywano na podstawie autorskiego programu opisanego w pracy [396].



Rys. 4.7. Stanowisko do rejestracji pola przemieszczeń z wykorzystaniem systemu DIC

#### 4.2.4. Statyczna próba trójpunktowego zginania

Statyczną próbę zginania laminatów wykonano z prędkością 5 mm/min [157,397] na maszynach Zwick Roell Z030 oraz Z010 w oparciu o normę



PN-EN ISO 14125. Schemat układu obciążającego wraz z podporami zastosowanymi w badaniu przedstawiono na rysunku 4.8. Próbką w statycznej próbie zginania poddawana była obciążeniu aż do momentu, w którym doszło do zniszczenia próbki lub kiedy maksymalne odkształcenie osiągnęło 10 %, w zależności od tego, co nastąpiło wcześniej [398]. Zgodnie z wymaganiami normy, podczas badania trójpunktowego zginania zastosowano trzpień obciążający o promieniu 5 mm zarówno dla laminatów o grubości 2,5 mm, jak i 3,5 mm. Dla próbek o grubości 2,5 mm zastosowano podpory o promieniu 2 mm, natomiast przy grubości 3,5 mm użyto podpór o promieniu 5 mm.



Rys. 4.8. Stanowisko badawcze do przeprowadzenia statycznej próby trójpunktowego zginania

#### **4.2.5. Degradacja modułu sprężystości wzdłużnej**

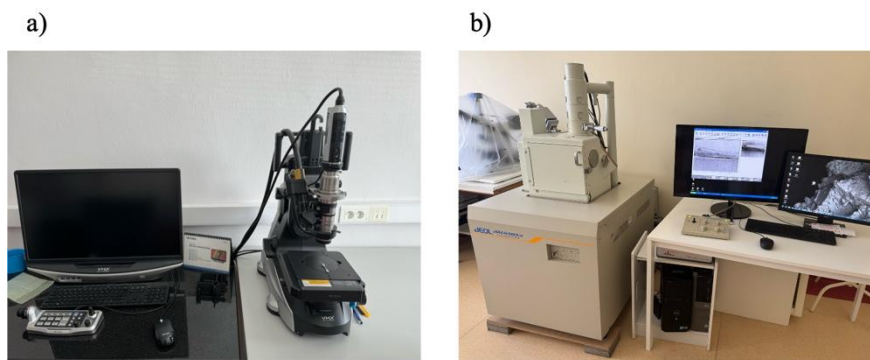
W celu oceny degradacji modułu sprężystości wzdłużnej przeprowadzono cykliczne testy rozciągania z narastającym poziomem odkształcenia, prowadzone w trybie kontroli przemieszczenia z prędkością 1 mm/min. Po każdej fazie obciążenia próbki były odciążane do siły 100 N, a następnie wykonywano cykl obciążenia-odciążenia w ograniczonym zakresie odkształcenia, na podstawie którego wyznaczano moduł sprężystości. Uzyskane wyniki pozwoliły prześledzić zmiany sztywności materiału w funkcji rosnącego całkowitego odkształcenia, co umożliwiło ocenę jego trwałości mechanicznej oraz zdolności do zachowania właściwości sprężystych w warunkach narastających obciążeń.

#### **4.2.6. Analiza mikroskopowa i fraktografia przełomów**

Wstępną ocenę próbek laminatów przeprowadzono przy użyciu optycznego mikroskopu Keyence VHX-7000 (rys. 4.9a), koncentrując się na identyfikacji ewentualnych defektów, takich jak delaminacje, pory powietrzne oraz na weryfikacji jednorodności zawartości włókien. Ponadto, przy jego użyciu

przeprowadzono analizę mechanizmów uszkodzenia próbek, które zostały poddane statycznej próbie trójpunktowego zginania.

Analiza morfologii przełomów kompozytów tkanych i laminatów poddanych statycznej próbie rozciągania oraz ocena mechanizmów ich zniszczenia przeprowadzona została przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego JEOL JSM-6480LV (rys. 4.9b). Analizę wykonano w trybie detekcji elektronów wtórnych (SEI) przy napięciu przyspieszającym 5 kV oraz przy różnych powiększeniach.



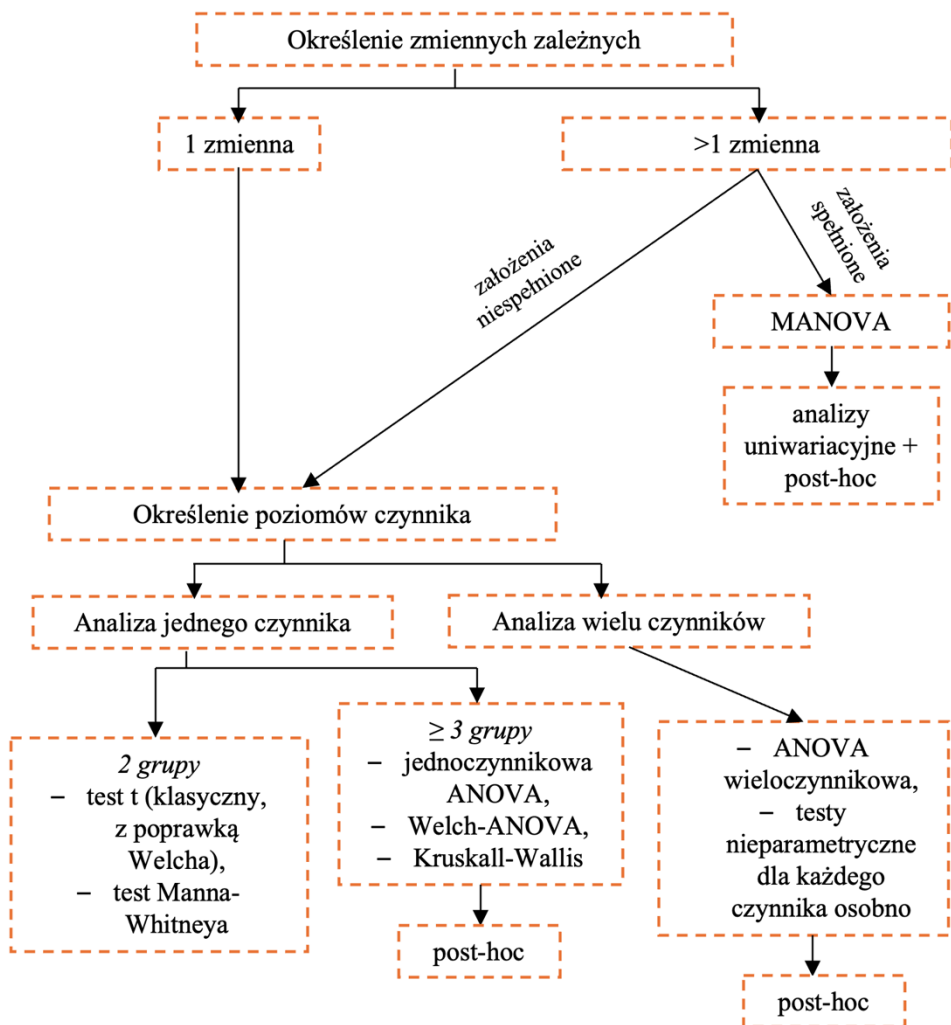
Rys. 4.9. Stanowisko do analizy mechanizmów uszkodzenia i przełomów próbek: a) mikroskop optyczny Keyence VHX-7000, b) skaningowy mikroskop elektronowy

#### 4.2.7. Analiza statystyczna

W celu oceny wpływu badanych czynników na właściwości mechaniczne kompozytów (rodzaj polimeru, ukierunkowanie włókien) oraz laminatów (zawartość polimeru, rodzaj polimeru, orientacja włókien lub jej brak), dobór odpowiednich testów statystycznych oparto na schemacie (rys. 4.10) opracowanym na podstawie [399–408]. Szczegółowe zestawienie założeń analiz oraz odpowiadających im testów parametrycznych stosowanych przy ich spełnieniu oraz alternatywnych metod statystycznych (w tym testów nieparametrycznych), wybieranych w przypadku naruszenia założeń, przedstawiono w tabeli 4.2 [404,409]).

Przed doбором testów statystycznych weryfikowano normalność rozkładu (test Shapiro–Wilka lub Kołmogorowa–Smirnowa) oraz jednorodność wariancji (test Levene’a), Przy weryfikacji możliwości zastosowania analizy MANOVA dodatkowo sprawdzano homogeniczność macierzy kowariancji (test Boxa). Testy post-hoc stosowano jedynie w przypadkach, gdy analizowany czynnik miał więcej niż dwa poziomy (np. ukierunkowanie tkaniny: brak,  $0/90^\circ$ ,  $\pm 45^\circ$ ) i wykazywał istotny wpływ w teście głównym. Zastosowano trzy główne testy post-hoc: test Manna–Whitneya z korektą Bonferroniego, (który był używany po teście Kruskala–Wallisa w przypadku braku normalności rozkładu danych), test post-hoc T2 Tamhane’a, (który został zastosowany po analizie Welch ANOVA, gdy dane nie spełniały założenia jednorodności wariancji) oraz test

post-hoc Tukey HSD (który został wykonany po jednoczynnikowej analizie typu ANOVA).



Rys. 4.10. Schemat doboru metod analizy statystycznej w pracy

Analizy przeprowadzono w programie IBM SPSS Statistics, formułując następujące pytania badawcze:

- czy średnie wartości wybranych właściwości mechanicznych kompozytów różnią się istotnie w zależności od prędkości rozciągania,
- czy średnie wartości tych właściwości różnią się istotnie w zależności od rodzaju zastosowanego polimeru i ukierunkowania włókien w tkaninie,
- czy średnie wartości właściwości mechanicznych laminatów w statycznej próbie rozciągania różnią się istotnie w zależności od zawartości

polimeru, rodzaju polimeru oraz orientacji włókien w tkaninie (lub braku wzmocnienia),

- czy te same czynniki wpływają istotnie na średnie wartości właściwości mechanicznych laminatów w statycznej próbie trójpunktowego zginania.

Tab. 4.2. Dobór testów statystycznych stosowanych w pracy w zależności od założeń analizy

| Założenia analizy                                                                                                                                                                                                                                                                                                                              | Test parametryczny                     | Alternatywa testu parametrycznego                                                                                                                                                       |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| mierzalność zmiennej losowej, losowy dobór próby, normalność rozkładu, jednorodność wariancji                                                                                                                                                                                                                                                  | t-Studenta dla dwóch prób niezależnych | test nieparametryczny: Manna-Whitneya (gdy zmienna nie jest zmienną ilościową lub nie ma rozkładu normalnego)                                                                           |
| niezależność zmiennych losowych w rozważanych grupach, mierzalność analizowanych zmiennych w skali ilorazowej, normalność rozkładu zmiennych w każdej grupie, jednorodność wariancji                                                                                                                                                           | ANOVA jednoczynnikowa                  | test nieparametryczny: Kruskala-Wallisa (gdy zmienna nie jest zmienną ilościową lub nie ma rozkładu normalnego), Welch-ANOVA (gdy założenie jednorodności wariancji nie jest spełnione) |
| mierzalność zmiennych zależnych na skali interwałowej lub ilorazowej, losowy dobór próby, wielowymiarowa normalność, jednorodność macierzy wariancji-kowariancji, niezależność obserwacji wewnątrz i między grupami, liniowość między zmiennymi niezależnymi a zależnymi, brak wysokiego stopnia współliniowości między zmiennymi niezależnymi | MANOVA                                 | transformacja danych lub inne, alternatywne metody statystyczne przeprowadzone osobno dla każdej zmiennej zależnej                                                                      |

#### 4.2.8. Weryfikacja modeli

W pracy do opisu zachowania laminatów TFML zastosowano zarówno modelowanie analityczne jak i numeryczne. Wśród metod analitycznych wykorzystano współczynnik objętościowej zawartości metalu MVF, klasyczną teorię laminowania CLT oraz metodę superpozycji. Ze względu na znaczny nakład czasu i kosztów związanych z wykonywaniem szeregu eksperymentalnych testów materiałowych oraz ograniczenia podejść mikromechanicznych (np. modelowania RVE), parametry mechaniczne

oszacowano na podstawie wyników podstawowych badań statycznych, reguły mieszanin, modelu Halpin-Tsai, wybranych zależności teoretycznych oraz danych literaturowych [410–413]. Dane materiałowe wyznaczone eksperymentalnie zostaną przedstawione w rozdziale dotyczącym wyników badań, natomiast w przypadku wielkości nieoznaczonych bezpośrednio, takich jak moduł Kirchhoffa w materiałach jednorodnych (aluminium i polimer), wartości oszacowano na podstawie równania 4.1.

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (4.1)$$

gdzie:

- G – moduł Kirchhoffa,
- E – moduł Younga,
- $\nu$  współczynnik Poissona.

W przypadku próbek kompozytów zbrojonych tkaniną o układzie 0/90° moduł sprężystości wyznaczony w kierunku rozciągania równoległym do włókien odpowiada sztywności włókien ułożonych w tym kierunku  $E_1$ . Jednocześnie obecność włókien prostopadłych zapewnia wzmocnienie w kierunku poprzecznym, co prowadzi do zrównoważonych właściwości w obu głównych kierunkach. Dlatego przyjmuje się, że  $E_1 = E_2$ . W przypadku próbek o orientacji tkaniny  $\pm 45^\circ$  stopień wypełnienia włóknem jest taki sam jak w układzie 0/90°, dlatego moduł wzdłuż włókien pozostaje niezmienny. Moduł ścinania kompozytów  $G_{12}$  oszacowano podstawie odwrotnej reguły mieszanin oraz modelu Halpina-Tsai, natomiast ścinanie przez grubość ( $G_{13}$ ,  $G_{23}$ ) w kompozytach jest właściwością zdominowaną przez osnowę, więc w przybliżeniu można je wyznaczać na podstawie właściwości matrycy  $G_{13}=G_{23}=G_m$  [414].

#### **a. Modelowanie analityczne**

W celu teoretycznego oszacowania właściwości mechanicznych materiałów opracowano zestaw obliczeń analitycznych, opartych na podejściu wieloskalowym. Uzyskane wyniki teoretyczne zostały następnie porównane z rezultatami badań eksperymentalnych w celu oceny zgodności modeli z rzeczywistym zachowaniem materiałów.

#### ***Reguła mieszanin (ROM)***

Podstawowym modelem zastosowanym w pracy była reguła mieszanin, która umożliwia oszacowanie właściwości kompozytów na podstawie frakcji objętościowej faz. Na jej podstawie wyznaczono moduł sprężystości wzdłużnej E, moduł ścinania G materiałów jednorodnych oraz współczynnik Poissona  $\nu$  [415], natomiast moduł ścinania kompozytów  $G_{12}$  oszacowano na podstawie odwrotnej reguły mieszanin [416]. Uzyskane wartości wykorzystano następnie w dalszych analizach z zastosowaniem klasycznej teorii laminowania oraz w obliczeniach numerycznych. Metoda ta posłużyła jako punkt wyjścia do określenia podstawowych właściwości kompozytów PA6/CF oraz PBT/CF.

### ***Model Halpin-Tsai***

Model Halpin–Tsai wykorzystano w pracy do wyznaczenia modułu ścinania  $G_{12}$  dla warstw kompozytowych. Obliczenia przeprowadzono przy założeniu wartości parametru zbrojenia  $\alpha=1$  dla ścinania [417]), natomiast współczynnik  $\beta$  pominięto, co wynika z tego, że w literaturze nie podano jego wartości odnoszącej się do modułu  $G_{12}$  [417]. Uzyskane w ten sposób wartości przyjęto następnie jako dane wejściowe w klasycznej teorii laminowania oraz w dalszych analizach numerycznych.

### ***Metal volume fraction (MVF)***

MVF wykorzystano do analitycznego oszacowania modułu sprężystości, granicy plastyczności i wytrzymałości maksymalnej badanych laminatów TFML. W literaturze dotyczącej laminatów włóknistych wskazuje się, że różnice pomiędzy wynikami numerycznymi a eksperymentalnymi zazwyczaj mieszczą się w zakresie od kilku do około 10% [351] i takie wartości są uznawane za akceptowalne dla modeli dobrze odzwierciedlających rzeczywiste zachowanie materiału. Z uwagi na fakt, że model MVF bazuje wyłącznie na udziale objętościowym warstw i nie uwzględnia istotnych zjawisk, takich jak adhezja międzywarstwowa, lokalne defekty struktury czy nieliniowe mechanizmy odkształcenia, przyjęto, że dopuszczalny poziom rozbieżności może być wyższy niż w przypadku modeli bardziej zaawansowanych i w niniejszej pracy granicę tę określono na 20 %.

### ***Klasyczna teoria laminowania (CLT)***

Do analizy laminatów zastosowano metodę CLT. Teoria, która opiera się na macierzowej formie opisu sztywności poszczególnych warstw oraz uwzględnia ich orientację względem kierunku obciążenia, pozwoliła na wyznaczenie macierzy sztywności globalnej laminatu a następnie na określenie odkształceń i efektywnych modułów sprężystości całego układu. Metoda ta posłużyła również do wyznaczania naprężeń niszczących laminatów na podstawie właściwości poszczególnych warstw oraz do określenia, która z nich inicjuje proces zniszczenia i która jako ostatnia osiąga graniczne odkształcenie w końcowej fazie obciążenia. Jako dane wejściowe do obliczeń CLT stosowano zarówno dane wyznaczone eksperymentalnie jak i wartości uzyskane z modeli mikromechanicznych, co umożliwiło porównanie teoretycznych prognoz z wynikami badań.

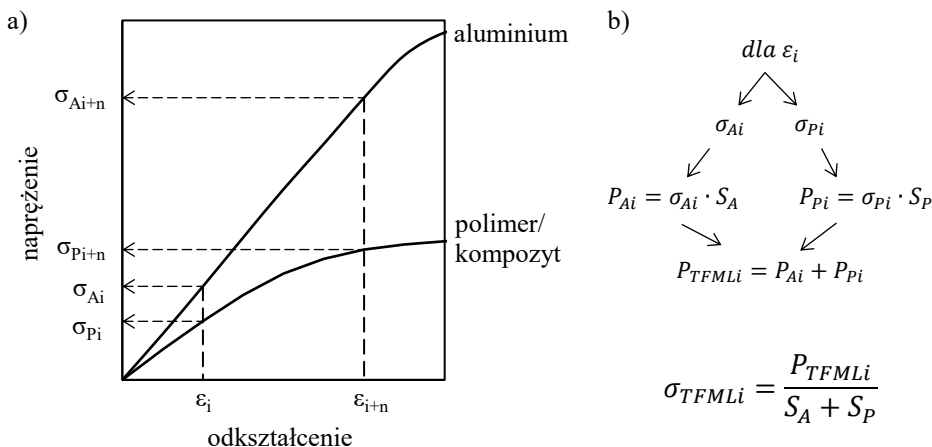
### ***Metoda superpozycji***

W pracy metodę superpozycji wykorzystano w celu analizy odpowiedzi mechanicznej laminatów TFML na podstawie właściwości materiałów bazowych oraz kompozytów CFRTP. Dzięki jej zastosowaniu możliwe było porównanie krzywych modelowych z wynikami eksperymentalnymi oraz ocena wpływu rodzaju polimeru, zawartości osnowy w strukturze TFML i orientacji wiązek włókien w tkaninie na zgodność modelu z rzeczywistym zachowaniem.

W zastosowanej w pracy metodzie, w pierwszej kolejności wyznaczano wartości średnich naprężeń dla warstw aluminiowych laminatów TFML  $\sigma_{Ai}$

i dla warstw polimerowych  $\sigma_{Pi}$  przy jednakowych wartościach odkształcenia  $\varepsilon_i$  (rys.4.11).

Znając wartość naprężeń przy jednakowych odkształceniach  $\sigma_{Ai}$  i  $\sigma_{Pi}$  oraz pola powierzchni poszczególnych warstw laminatu  $S_A$  i  $S_P$ , wyznaczano wartości sił  $P_{Ai}$  oraz  $P_{Pi}$  przenoszonych przez te warstwy. Suma sił PTFMLi przenoszonych przez poszczególne warstwy stanowi całkowitą siłę jaką przenosi laminat TFML przy danym odkształceniu  $\varepsilon_i$ . Metodę w sposób schematyczny przedstawiono na rysunku 4.11b)



Rys. 4.11. Analiza naprężeń i sił w warstwach aluminium i polimeru/kompozytu dla chwilowych wartości odkształcenia

Po wyznaczeniu wartości sił  $P_{TFMLi}$  dla kolejnych odkształceń  $\varepsilon_i$  uzyskano teoretyczny wykres siła-odkształcenie dla kompozytu warstwowego. Obliczając średnie naprężenia  $\sigma_{TFMLi}$  w przekroju rozciąganego kompozytu dla danego odkształcenia  $\varepsilon_i$  wyznaczano krzywe naprężenie-odkształcenie dla poszczególnych laminatów TFML.

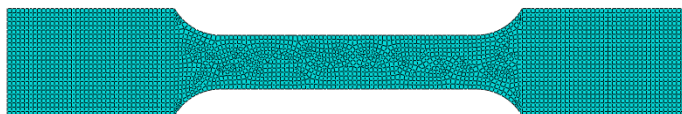
## b.Modelowanie numeryczne

Symulacje statycznej próby rozciągania przeprowadzono w środowisku Abaqus Standard, wykorzystując model MES odwzorowujący rzeczywistą geometrię próbki badanego materiału, zgodną z tą, która zostanie szczegółowo opisana w podrozdziale 5.2. Model utworzono w przestrzeni 3D z zastosowaniem elementów typu Shell. W modelu zastosowano moduł Composite Layup, zakładając idealne zespolenie warstw bez konieczności definiowania kontaktu. Ze względu na ograniczoną dostępność danych doświadczalnych, obejmujących wyłącznie wyniki statycznych prób rozciągania, analiza TFML została ukierunkowana na zakres sprężysty badanych laminatów. W konsekwencji zastosowano uproszczony model, którego zadaniem była weryfikacja możliwości odwzorowania zachowania laminatów poprzez porównanie wyników numerycznych z eksperymentalnymi. Brak kompletnych danych wejściowych,

obejmujących m.in. charakterystyki ścinania, ściskania czy energii pęknięcia, uniemożliwił wykorzystanie zaawansowanych modeli degradacyjnych, takich jak kryterium Hashina, które opisuje progresywne mechanizmy uszkodzeń. Z tego względu analiza została ograniczona do oceny sztywności i odpowiedzi materiału w zakresie liniowo-sprężystym, bez uwzględnienia rozwarstwień ani uszkodzeń międzywarstwowych. W przypadku materiałów izotropowych wartości modułu sprężystości wzdłużnej, gęstości oraz współczynnika Poissona przyjęto na podstawie średnich wyników uzyskanych z badań eksperymentalnych, a dane dotyczące plastyczności wyznaczono, przeliczając wartości nominalne rejestrowane przez maszynę wytrzymałościową na rzeczywiste, a następnie obliczając odkształcenia plastyczne. Folie adhezyjne zostały pominięte w analizie z uwagi na brak wystarczających danych producenta, które uniemożliwiały ich rzetelne odwzorowanie w modelu.

W modelu zastosowano siatkę składającą się z czterowęzłowych elementów powłokowych S4R, które umożliwiają dokładne odwzorowanie zachowania cienkich i grubych struktur kompozytowych, uwzględniając efekt ścinania poprzecznego oraz pozwalając na realistyczne odwzorowanie złożonej budowy wielowarstwowych laminatów. Elementy S3 pełniły funkcję uzupełniającą w siatce, dzięki swojemu trójkątnemu kształtowi umożliwiającemu efektywne wypełnianie nieregularnych obszarów geometrii, w których zastosowanie elementów czworokątnych S4R byłoby utrudnione lub mniej efektywne [418]. Rysunek 4.12 ilustruje zastosowaną siatkę elementów skończonych.

Próbę statycznego rozciągania symulowano poprzez zdefiniowanie punktów referencyjnych (RP-1 i RP-2 na obu końcach próbki). Każda z tych powierzchni została powiązana z odpowiadającym jej punktem referencyjnym za pomocą więzu typu Coupling. Warunki brzegowe zostały nałożone wyłącznie na punkty referencyjne. Punkt RP-2 został w pełni unieruchomiony poprzez zablokowanie translacyjnych stopni swobody w kierunku osi X i Y ( $U_1=0$ ,  $U_2=0$ ), co miało symulować stały uchwyt maszyny. RP-2 zablokowano przemieszczenie w kierunku poprzecznym, aby zapewnić osiowe obciążenie, a następnie zadano przemieszczenie w kierunku osiowym Y o zdefiniowanej wartości, symulując proces rozciągania. Całkowita siła reakcji (RF2) oraz przemieszczenie osiowe ( $U_2$ ) były rejestrowane dla punktów referencyjnych w każdym kroku analizy w celu wygenerowania krzywej siła-przemieszczenie.



Rys. 4.12. Siatka elementów skończonych próbki przeznaczonej do statycznej próby rozciągania



## 5. OBIEKTY BADAŃ

### 5.1. CHARAKTERYSTYKA BADANYCH MATERIAŁÓW

#### 5.1.1. Materiały bazowe

Do wytworzenia kompozytów termoplastycznych wykorzystano poliamid PA6 dostarczany przez firmę POLITEM, politereftalan butylenu PBT pochodzący od producenta EPSAN oraz tkaninę węglową o splocie typu TWILL, firmy Kordsa. W procesie wytwarzania laminatów dodatkowo zastosowano arkusze aluminiowe ze stopu 6061-T6 firmy Kaiser Aluminium oraz folie adhezyjne. Dla kompozytu z PA6 użyto folii o grubości 40  $\mu\text{m}$ , oznaczonej handlowo jako „23.110” i wyprodukowanej przez firmę Pontacol. Folia ta, bazująca na zmodyfikowanym polipropylenie, przeznaczona jest do trwałego łączenia tekstyliów, metali, pianek oraz rdzeni typu plaster miodu. Zgodnie z informacjami technicznymi pozyskanymi bezpośrednio od producenta, warstwa adhezyjna charakteryzuje się gęstością 0,9 g/cm<sup>3</sup>, co jest korzystne z punktu widzenia redukcji masy konstrukcji. Zakres temperatury topnienia folii wynosi 140–150 °C, natomiast zalecana temperatura przetwarzania mieści się w przedziale 165–200 °C, choć może być krótkotrwale poddawana wyższym temperaturom. Warstwa klejowa była umieszczana pomiędzy warstwą PA6 (lub kompozytu na jego bazie) a arkuszami aluminiowymi. W ramach badań nad innowacyjnymi laminatami TFML opartymi na PBT wykorzystano chemicznie trawioną folię o grubości 100  $\mu\text{m}$ , wykonaną z kopolimeru etylenu i propylenu (FEP) firmy HOLSCOT. Według karty producenta materiał nie ulega degradacji pod wpływem promieniowania UV (przepuszcza bowiem ponad 97% światła UV oraz wykazuje wyjątkową stabilność termiczną w zakresie od –200 do ponad 200 °C). Ponadto folia cechuje się wysoką odpornością na działanie niemal wszystkich substancji chemicznych, w tym silnych kwasów, zasad, soli i rozpuszczalników organicznych, a jej właściwości mechaniczne i fizyczne pozostają niezmienione nawet po dziesięcioletniej ekspozycji zewnętrznej. Folia pełniła funkcję warstwy adhezyjnej, pozostając w bezpośrednim kontakcie z matrycą polimerową PBT. Na jej powierzchni наносzono warstwę zmodyfikowanego polipropylenu, która umożliwia trwałę przyleganie do arkuszy aluminiowych wykonanych ze stopu 6061–T6. Tak przygotowaną strukturę warstwową łączono, aby uzyskać optymalną integrację materiałową między PBT a metalem.

#### a. Poliamid PA6

PA6 jest wszechstronnym termoplastycznym polimerem półkryształicznym, który charakteryzuje się korzystnym połączeniem wytrzymałości mechanicznej, sztywności, zdolności do tłumienia drgań oraz odporności na zużycie. Wykazuje również dobrą odporność chemiczną, jednak jest podatny na absorpcję wody. Jego właściwości mechaniczne, chemiczne i termiczne sprawiają, że znajduje szerokie zastosowanie w inżynierskich aplikacjach,

w tym w przemyśle motoryzacyjnym i lotniczym oraz w lekkich konstrukcjach wymagających optymalnych parametrów wytrzymałościowych [9,419]. PA6 jest szczególnie ceniony w inżynierskich zastosowaniach kompozytowych, pełniąc funkcję matrycy w kompozytach wzmocnionych włóknami, co znacząco poprawia jego właściwości mechaniczne. Kompozyty na bazie PA6 charakteryzują się wysoką sztywnością, zwiększoną zdolnością do absorpcji energii oraz odpornością na uderzenia, co czyni je odpowiednimi do zastosowań w warunkach dynamicznych obciążeń. PA6 umożliwia również termoformowanie, co pozwala na szybkie przekształcanie płaskich arkuszy w złożone geometrie przy zachowaniu wysokiej integralności strukturalnej. Dzięki tym właściwościom, PA6 znajduje również zastosowanie w produkcji hybrydowych laminatów, w tym CFRTP, gdzie może być łączony z metalami, takimi jak aluminium. Takie połączenie łączy wysoką wytrzymałość i sztywność metalu z elastycznością i tłumieniem drgań charakterystycznym dla polimerów, tworząc struktury o unikalnych właściwościach mechanicznych [377,420,421].

Zgodnie z danymi technicznymi producenta, materiał ten charakteryzuje się wytrzymałością na rozciąganie na poziomie 65–85 MPa, odkształceniem przy zerwaniu w zakresie 10–100 %, modułem Younga 2500 – 3500 MPa oraz gęstością 1,12 g/cm<sup>3</sup>. Wartości te zostały określone dla próbek wytworzonych metodą wtryskiwania.

#### **b. Politereftalan butylenu PBT**

PBT jest tworzywem, które charakteryzuje się doskonałymi właściwościami mechanicznymi oraz termicznymi charakteryzując się wysoką wytrzymałością na obciążenia mechaniczne [422]. Jednym z kluczowych atutów PBT jest jego zdolność do utrzymania stabilności mechanicznych właściwości w szerokim zakresie temperatur [423]. PBT wykazuje wysoką wytrzymałość, sztywność oraz odporność na pękanie, co pozwala na jego stosowanie w wysokotemperaturowych warunkach [424], utrzymując stabilność mechaniczną zarówno przy krótkoterminowych, jak i długoterminowych ekspozycjach na ciepło [425]. PBT charakteryzuje się niską absorpcją wody, doskonałą stabilnością wymiarową [426] oraz wysoką odpornością na działanie środków chemicznych, w tym m.in. olejów, co podnosi jego wartość jako materiału konstrukcyjnego w wymagających warunkach eksploatacyjnych. Wykazuje również odporność na degradację spowodowaną działaniem promieniowania UV oraz zmiennymi warunkami atmosferycznymi, co sprawia, że jest materiałem odpowiednim do zastosowań zewnętrznych [424]. PBT jako materiał termoplastyczny, jest często wzmacniany różnymi napelniającami i włóknami, co przejawia się wyższą wytrzymałością na rozciąganie oraz sztywnością [90], co czyni go odpowiednim do zastosowań np. w przemyśle motoryzacyjnym [424,427]. W ramach niniejszego badania zastosowano polimer, którego dane techniczne, podobnie jak w przypadku PA6, odnoszą się do próbek wykonanych metodą wtryskiwania. Według specyfikacji, polimer charakteryzuje się wytrzymałością na rozciąganie na poziomie 60 MPa, odkształceniem

przy zerwaniu wynoszącym 200 %, modułem Younga równym 2900 GPa oraz gęstością 1,31 g/cm<sup>3</sup>.

### c. Tkanina węglowa o splocie skośnym

Tkanina węglowa o splocie skośnym TWILL charakteryzuje się wysoką elastycznością oraz zdolnością do rozciągania kierunkowego [29]. Splot skośny charakteryzuje się luźniejszym przeplotem, a jego cechą charakterystyczną jest ukośna linia [428]. Dzięki unikalnej strukturze, splot ten może wydłużać się pod obciążeniem nawet o 15% w stosunku do swojej początkowej długości, co oznacza, że może ulec wydłużeniu o 15 % przed osiągnięciem punktu zerwania lub trwałej deformacji, co czyni ją odpowiednią do zastosowań, w których wymagane są właściwości mechaniczne takie jak elastyczność i kierunkowe rozciąganie. Tkanina ta wykazuje również znaczną wytrzymałość mechaniczną, co może przyczynić się do poprawy ogólnych właściwości mechanicznych [29]. Splot skośny jest bardziej elastyczny niż splot płócienny, zapewnia lepszy chwyt, zachowując jednocześnie większą stabilność tkaniny niż splot satynowy. Splot skośny również lepiej się zwilża [428]. Struktura tkaniny, w tym układ osnowy i wątku, ma jednak kluczowy wpływ na rozkład odkształceń w kompozycie. Największe odkształcenia występują bowiem na przecięciach nitek, zwłaszcza w obszarach, gdzie występuje większa koncentracja tworzywa [90]. Do badań zastosowano tkaninę o splocie skośnym, której podstawowe właściwości przedstawiono w tabelach 5.1 i 5.2.

Tab. 5.1. Właściwości włókien węglowych

|                                  |       |
|----------------------------------|-------|
| Typ włókna węglowego             | T300  |
| Liczba filamentów                | 3000  |
| Gęstość, g/cm <sup>3</sup>       | 1,76  |
| Średnica filamentów, mm          | 0,007 |
| Wytrzymałość na rozciąganie, MPa | 3530  |
| Moduł sprężystości, GPa          | 230   |
| Wydłużenie przy zerwaniu, %      | 1,5   |

Tab. 5.2. Właściwości tkaniny węglowej

| Typ       | Masa powierzchniowa  | Grubość, mm | Gęstość osnowy | Gęstość wątku |
|-----------|----------------------|-------------|----------------|---------------|
| TWILL 2/2 | 160 g/m <sup>2</sup> | 0,34        | 400            | 400/m         |

### d. Stop aluminium AA6061–T6

Stop aluminium 6061 jest częścią serii AA6000, która jest znana z dobrego stosunku wytrzymałości do masy co sprawia, że jest szeroko stosowana w przemyśle motoryzacyjnym [175], przemyśle lotniczym, gdzie stosowana jest m.in. w komponentach takich jak podwozia czy kadłuby samolotów oraz w produkcji różnorodnych komponentów, w tym hybrydowych laminatów

metalowo-włóknistych [175,429–432]. Jego obecność jako warstwy wierzchniej ma znaczący wpływ na zdolność laminatu do absorpcji energii uderzenia [433]. Stop ten jest również ceniony za swoją dobrą spawalność, odporność na korozję [431,432] oraz łatwość obróbki. Stop aluminium 6061-T6 stanowi obiecujący materiał dla zastosowań konstrukcyjnych w warunkach kriogenicznych [434]. W ramach realizacji pracy doktorskiej do badań wybrano stop aluminium w stanie T6, co odnosi się do specyficznej sekwencji obróbki cieplnej (przesycanie i sztuczne starzenie), która znacząco zwiększa jego wytrzymałość i twardość, czyniąc go popularnym wyborem do wielu zastosowań konstrukcyjnych poprzez uzyskanie wysokiej wytrzymałości i twardości [435]. W badaniach zastosowano arkusz stopu AA6061-T6, którego właściwości mechaniczne według specyfikacji obejmują: granicę plastyczności 270–287 MPa, wytrzymałość na rozciąganie 307–323 MPa oraz maksymalne odkształcenie 10,4–11,2 %. Zgodnie z literaturą, moduł Younga wynosi 68,9 GPa, a gęstość 2,7 g/cm<sup>3</sup> [436].

### 5.1.2. Kompozyty termoplastyczne

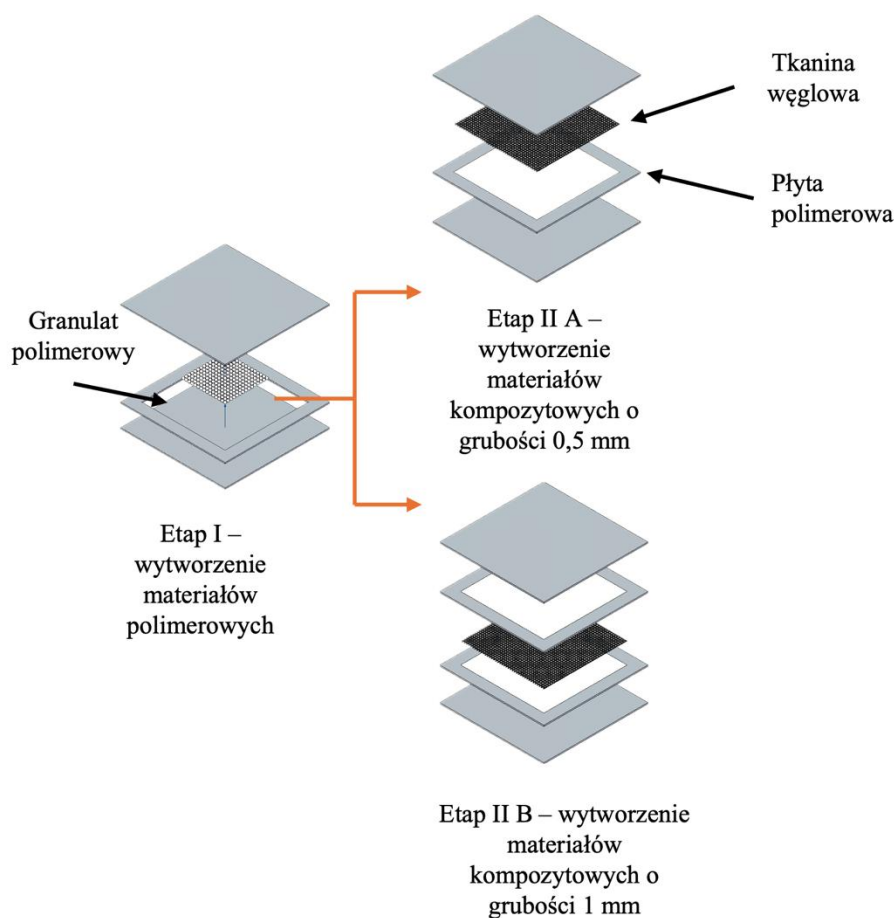
Próbne płyty CF RTP, które posłużyły jako składowe laminatów wykonano metodą prasowania na gorąco dwoma technikami. Pierwsza technika opierała się na wykonaniu płyt kompozytowych o grubości 1 mm. Metoda polegała na prasowaniu dwóch warstw polimerowych z umieszczoną pomiędzy nimi tkaniną węglową. W pierwszej kolejności wykonywano warstwy PA6 i PBT o grubości 0,5 mm. Przed przetworzeniem, granulaty tych polimerów oraz tkanina wymagały odpowiedniego suszenia w warunkach zgodnych z tabelą 5.3. Warunki suszenia granulatu PBT określono na podstawie danych zawartych w karcie katalogowej producenta, natomiast dla granulatu PA6 – na podstawie dostępnych źródeł literaturowych [412]. Tkanina węglowa została poddana suszeniu wyłącznie przed procesem wytwarzania kompozytów, w celu eliminacji wilgoci mogącej wpływać na jakość otrzymanych wyrobów.

Tab. 5.3. Parametry suszenia materiałów wykorzystywanych do wytwarzania warstw kompozytowych

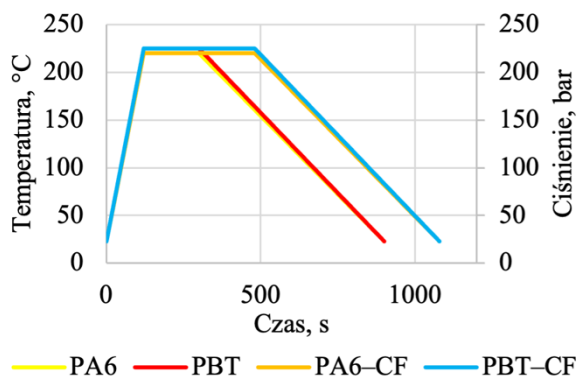
| Materiał        | Temperatura suszenia, °C | Czas suszenia, h |
|-----------------|--------------------------|------------------|
| PA6             | 80 – 110                 | 4 – 5            |
| PBT             | 120 – 140                | 2 – 4            |
| Tkanina węglowa | 80                       | 1                |

Następnie na płycie ze stali nierdzewnej o grubości 1 mm, pokrytej warstwą antyprzylegającą wykonaną z ceratki teflonowej, montowano stalową ramkę o wysokości 0,5 mm. Ceratka teflonowa stosowana jako warstwa antyadhezyjna produkowana jest na bazie tkaniny z włókna szklanego, którą następnie pokrywa się politetrafluoroetylenem (PTFE, teflonem). Zgodnie z danymi producenta, materiał ten może pracować w szerokim zakresie temperatur (od –150°C do 260°C). Do wnętrza przygotowanej ramki wprowadzano odmierzoną ilość suchego granulatu polimerów – 24,25 g PA6 lub 28,82 g PBT.

Następnie, aby uzyskać płytę o grubości 0,5 mm całość umieszczano w prasie z podgrzewanymi płytami roboczymi. Pod wpływem nacisku prasy i zadanej temperatury płyt roboczych, granulaty uplastyczniały się, formując jednolitą płytę polimerową. Po zakończeniu procesu prasowania płyty pozostawiano we wnętrzu metalowej ramki, a pomiędzy dwie ramki z płytami polimerowymi wprowadzano warstwę tkaniny z włókien węglowych, a następnie warstwy poddano procesowi prasowania, poprzez wywołanie nacisku prasy w zadanych warunkach temperatury i ciśnienia, w wyniku czego wytworzono warstwę polimeru wzmocnionego tkaniną węglową. Druga metoda produkcji CFRTP opierała się na zastosowaniu pojedynczej warstwy polimeru o zredukowanej grubości, w celu uzyskania folii kompozytowej o mniejszej grubości całkowitej. Proces rozpoczynał się od wytworzenia monolitycznej płyty polimerowej o grubości 0,5 mm. Tak jak w poprzednim przypadku, wykorzystywano do tego stalową ramkę o wysokości 0,5 mm, umieszczoną na płycie ze stali nierdzewnej pokrytej warstwą antyprzylegającą. Dozowana ilość granulatu polimeru była uplastyczniana i formowana w jednolitą płytę o grubości 0,5 mm pod wpływem ciśnienia i temperatury procesu prasowania. Na tak uzyskaną 0,5 mm warstwę polimeru (pozostawioną w metalowej ramce), nakładano następnie jedną warstwę tkaniny z włókien węglowych. Kompozyt składający się z polimeru i tkaniny węglowej, był poddawany dalszemu procesowi konsolidacji w prasie, przy ściśle kontrolowanych parametrach temperatury i nacisku. W efekcie otrzymywano folię kompozytową o grubości około 0,5 mm, złożoną z pojedynczej warstwy polimeru i warstwy wzmacniającej tkaniny węglowej. Zastosowanie pojedynczej, odchudzonej warstwy polimeru miało na celu zmniejszenie całkowitej grubości materiału kompozytowego oraz laminatu, przy jednoczesnym zachowaniu jego pożądanych właściwości. Na poniższym schemacie (rys. 5.1.) przedstawiono proces wytwarzania materiałów bazowych. Uzupełniając, w sposób poglądowy, zilustrowano (rys. 5.2) również parametry prasowania dotyczące zarówno polimerów, jak i materiałów kompozytowych.



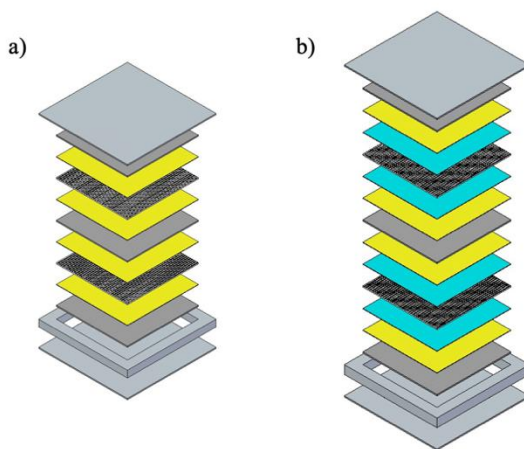
Rys. 5.1. Schemat procesu wytwarzania kompozytów wzmocnionych tkaniną



Rys. 5.2. Parametry prasowania materiałów bazowych

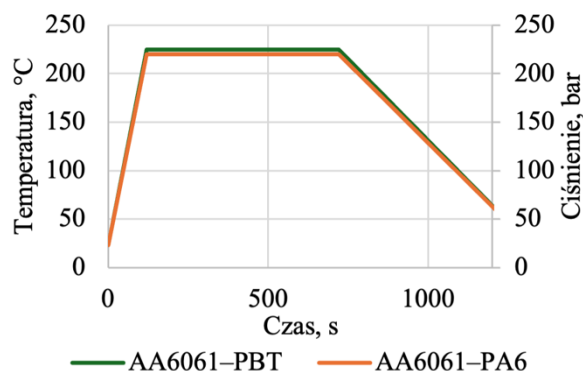
### 5.1.3. Termoplastyczne laminaty metalowo-włókniste

Laminaty wytworzono za pomocą metody prasowania na gorąco z uprzednio wykonanymi kompozytami termoplastycznymi. Arkusze aluminiowe poddano wstępnej obróbce mechanicznej przy użyciu papieru ściernego o gradacji 1000, następnie umyto je wodą zdeminaralizowaną, osuszono, a następnie poddano obróbce izopropanolem, ponownie umyto wodą i osuszono. Dwie warstwy polimeru bądź prepregu (w zależności od konfiguracji laminatu i użytych materiałów) umieszczono pomiędzy arkuszami aluminium. W przypadku laminatu na bazie PA6, pomiędzy prepregiem a arkuszem aluminium zastosowano folię adhezyjną „23.110” będącą zmodyfikowanym polipropylenem, natomiast w przypadku laminatu na bazie PBT, na każdą warstwę prepregu nałożono folię będącą kopolimerem etylen-propylen „FEP”, która została chemicznie trawiona, a następnie folię „23.110”, po czym umieszczono arkusz aluminium. Zastosowana technologia wytwarzania laminatów uzyskała pozytywną ocenę Urzędu Patentowego (numer zgłoszenia: P.445163). Konfiguracja laminatów została przedstawiona na rysunku 5.3.



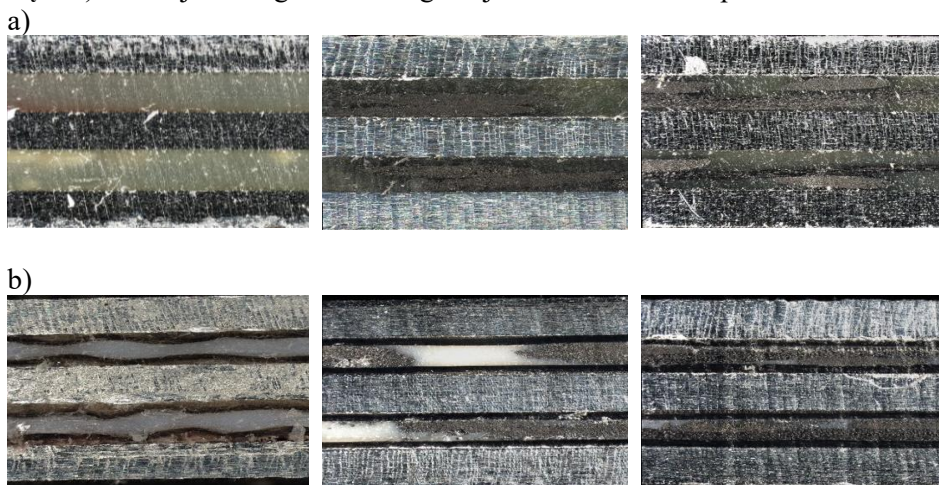
Rys. 5.3. Układ warstw w laminatach TFML: a) z osnową PA6, b) z osnową PBT. Żółtym kolorem oznaczono arkusze folii adhezyjnej 23.110, a niebieskim – arkusz folii FEP

W zależności od grubości kompozytu CFRTP (0,5/1 mm), odpowiednio utworzono laminaty o grubości 2,5 mm oraz 3,5 mm. Parametry procesu prasowania przedstawiono na rysunku 5.4.



Rys. 5.4. Parametry prasowania laminatów TFML

Na rysunku 5.5 przedstawiono przekroje wytworzonych laminatów TFML, które potwierdzają połączenia pomiędzy poszczególnymi komponentami. W części a) widoczne są laminaty z osnową PA6: po lewej niewzmocniony, w środku z tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$ , a po prawej z ułożeniem  $0/90^\circ$ . Część b) obrazuje analogiczne konfiguracje z zastosowaniem polimeru PBT

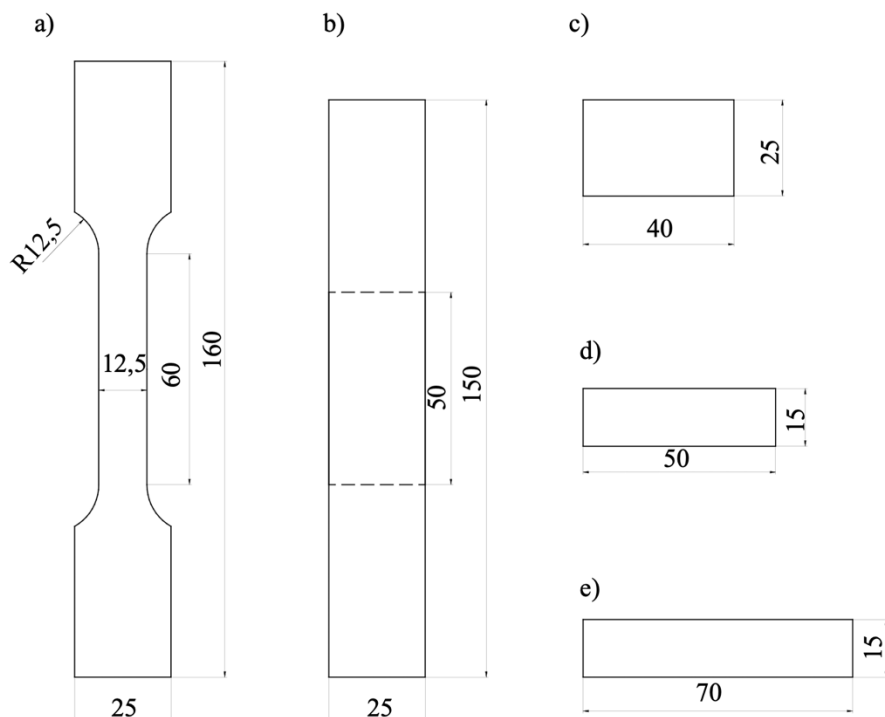


Rys. 5.5. Laminaty z udziałem a) PA6, b) PBT

## 5.2. PRÓBKİ DO BADAŃ

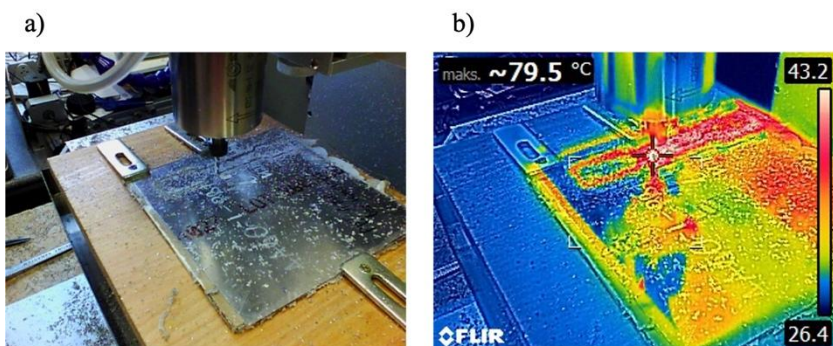
W celu przeprowadzenia statycznej próby rozciągania oraz określenia zmienności modułu sprężystości wzdłużnej przy cyklicznym obciążeniu użyto próbek typu A o kształcie wiosłkowym [437,438] (rys. 5.6a), do statycznej próby rozciągania folii adhezyjnych zastosowano próbki typu B przygotowane zgodnie z normą PN-EN ISO 527-3 (rys. 5.6b). Natomiast próby trójpunktowego zginania wykonano na prostokątnych belkach: próbkach typu C (rys. 5.6c) oraz D (rys. 5.6d), opracowanych na podstawie wytycznych normy PN-EN ISO 14125.





Rys. 5.6. Próbkki do badań: a) statycznej próby rozciągania oraz degradacji modułu sztywności materiałów bazowych oraz laminatów właściwych (typ A), b) statycznej próby rozciągania folii adhezyjnych (typ B), c) statycznej próby trójpunktowego zginania dla laminatów o grubości 2,5 mm (typ C), d) statycznej próby rozciągania folii adhezyjnych (typ B), e) statycznej próby trójpunktowego zginania dla laminatów o grubości 3,5 mm (typ D), e) pomiaru gęstości kompozytów i laminatów (typ E)

Próbkki do badań mechanicznych, wykonane z materiałów polimerowych, kompozytowych oraz laminatów, zostały wycięte techniką frezowania (rys. 5.7a), Choć w literaturze zaleca się stosowanie cięcia strumieniem wody [157], wstępne próby wykazały, że ta technika sprzyja powstawaniu delaminacji, dlatego zdecydowano się na frezowanie. Do wycinania próbek użyto frezów jednopiórowych o średnicy 3 mm. Aby zapobiec ewentualnym zmianom właściwości badanych materiałów podczas cięcia metodą frezowania, temperatura była monitorowana przy pomocy kamery termowizyjnej. Maksymalna temperatura nie przekroczyła 85 °C, co zostało przedstawione na rysunku 5.7b.



Rys. 5.7. Proces przygotowania próbek: a) frezowanie, b) kontrola temperatury procesu

Wykonane próbki poddawano ocenie pod względem wypełnienia włóknem węglowym ich przekroju poprzecznego w celu zapewnienia jednakowego udziału włókien w dystrybucji obciążenia. W tabeli 5.4 zestawiono wszystkie konfiguracje próbek i badanych materiałów.

Tab. 5.4. Konfiguracje próbek i badanych materiałów

| Materiał                       | Oznaczenie | Typ próbki |   |   |   |   |
|--------------------------------|------------|------------|---|---|---|---|
|                                |            | A          | B | C | D | E |
| AA6061                         | AA         | x          |   |   |   |   |
| Folia 23.110                   | F1         |            | x |   |   |   |
| Folia FEP                      | F2         |            | x |   |   |   |
| PA6                            | PA6        | x          |   |   |   | x |
| PA6–CF0/90°, b = 1 mm          | PA6/0/10   | x          |   |   |   | x |
| PA6–CF0/90°, b = 0,5 mm        | PA6/0/05   | x          |   |   |   | x |
| PA6–CF±45°, b = 1 mm           | PA6/1/10   | x          |   |   |   | x |
| PA6–CF±45°, b = 0,5 mm         | PA6/1/05   | x          |   |   |   | x |
| PBT                            | PBT        | x          |   |   |   | x |
| PBT–CF0/90°, b = 1 mm          | PBT/0/10   | x          |   |   |   | x |
| PBT–CF0/90°, b = 0,5 mm        | PBT/0/05   | x          |   |   |   | x |
| PBT–CF±45°, b = 1 mm           | PBT/1/10   | x          |   |   |   | x |
| PBT–CF±45°, b = 0,5 mm         | PBT/1/05   | x          |   |   |   | x |
| AA6061–PA6, b = 3,5 mm         | A/PA6/35   | x          |   |   | x | x |
| AA6061–PA6, b = 2,5 mm         | A/PA6/25   | x          |   | x |   | x |
| AA6061–PA6–CF0/90°, b = 3,5 mm | A/PA6/0/35 | x          |   |   | x | x |
| AA6061–PA6–CF0/90°, b = 2,5 mm | A/PA6/0/25 | x          |   | x |   | x |
| AA6061–PA6–CF±45°, b = 3,5 mm  | A/PA6/1/35 | x          |   |   | x | x |
| AA6061–PA6–CF±45°, b = 2,5 mm  | A/PA6/1/25 | x          |   | x |   | x |
| AA6061–PBT, b = 3,5 mm         | A/PBT/35   | x          |   |   | x | x |
| AA6061–PBT, b = 2,5 mm         | A/PBT/25   | x          |   | x |   | x |
| AA6061–PBT–CF0/90°, b = 3,5 mm | A/PBT/0/35 | x          |   |   | x | x |
| AA6061–PBT–CF0/90°, b = 2,5 mm | A/PBT/0/25 | x          |   | x |   | x |
| AA6061–PBT–CF±45°, b = 3,5 mm  | A/PBT/1/35 | x          |   |   | x | x |
| AA6061–PBT–CF±45°, b = 2,5 mm  | A/PBT/1/25 | x          |   | x |   | x |

## 6. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

### 6.1. GĘSTOŚĆ

W niniejszym rozdziale przedstawiono uzyskane wyniki pomiarów oraz analizę gęstości badanych materiałów bazowych, kompozytowych i laminatów. Dla każdego badanego materiału wykonano pomiary na trzech próbkach, z których obliczono wartość średnią i odchylenie standardowe. Gęstość stanowi kluczowy parametr, który w przypadku kompozytów umożliwia obliczenie stopnia wypełnienia włóknem. Dla laminatów wartość gęstości stanowi podstawę do wyznaczenia parametrów mechanicznych, w tym modułu właściwego  $E_{spec}$  oraz wytrzymałości właściwej  $\sigma_{spec}$ , opisanych szerzej w podrozdziale 6.2.3.

#### 6.1.1. Materiały bazowe i kompozyty CFRTP

Poniżej w tabelicy 6.1, przedstawiono zestawienie wyników pomiarów gęstości materiałów bazowych i wytworzonych na ich bazie kompozytów CFRTP.

Tab. 6.1. Pomiary gęstości polimerowych materiałów bazowych i kompozytów CFRTP

| Materiał | $\rho, \text{g/cm}^3$ |      |      |      |      |      | $\bar{x}$ | s    |
|----------|-----------------------|------|------|------|------|------|-----------|------|
|          | 1                     | 2    | 3    | 4    | 5    | 6    |           |      |
| PA6      | 1,13                  | 1,14 | 1,13 | –    |      |      | 1,13      | 0,01 |
| PA6/10   | 1,19                  | 1,19 | 1,20 | 1,19 | 1,20 | 1,20 | 1,20      | 0,01 |
| PA6/05   | 1,24                  | 1,24 | 1,24 | 1,23 | 1,24 | 1,24 | 1,2       | 0,00 |
| PBT      | 1,31                  | 1,32 | 1,33 | –    |      |      | 1,32      | 0,01 |
| PBT/10   | 1,34                  | 1,33 | 1,34 | 1,35 | 1,36 | 1,35 | 1,35      | 0,01 |
| PBT/05   | 1,40                  | 1,39 | 1,40 | 1,38 | 1,39 | 1,39 | 1,39      | 0,01 |

W celu porównania analizowanych konfiguracji kompozytów, zestawiono różnice gęstości pomiędzy kompozytami zbrojonymi a surowymi polimerami, a także pomiędzy kompozytami o różnej grubości warstwy polimerowej oraz wykonanymi z różnych matryc (PA6 i PBT). Wyniki tych porównań przedstawiono w tabelach 6.2–6.5.

Tab. 6.2. Różnica gęstości pomiędzy kompozytem PA6 zbrojonym włóknem węglowym a niezbrojonym PA6

| $\Delta\rho(\text{PA6/CF-PA6})$ |      |
|---------------------------------|------|
| 1,0 mm                          | 5,4% |
| 0,5 mm                          | 9,3% |

Tab. 6.3. Różnica gęstości pomiędzy kompozytem PBT zbrojonym włóknem węglowym a niezbrojonym PBT

| $\Delta\rho(\text{PBT/CF-PBT})$ |      |
|---------------------------------|------|
| 1,0 mm                          | 1,9% |
| 0,5 mm                          | 5,4% |

Tab. 6.4. Różnica gęstości pomiędzy kompozytami o grubości 0,5 mm i 1,0 mm (PA6/CF i PBT/CF).

| $\Delta\rho(0,5-1,0 \text{ mm})$ |      |
|----------------------------------|------|
| PA6/CF                           | 3,3% |
| PBT/CF                           | 3,0% |

Tab. 6.5. Różnica gęstości pomiędzy kompozytami PA6/CF i PBT/CF

| $\Delta\rho(\text{PBT/CF-PA6/CF})$ |       |
|------------------------------------|-------|
| 1,0 mm                             | 12,6% |
| 0,5 mm                             | 12,4% |

Wyniki zestawione w tabeli 6.2 i 6.3 wskazują, że przyrost udziału objętościowego włókien w stosunku do czystej matrycy jest wyraźnie większy w przypadku kompozytów z osnową PA6 niż w kompozytach z osnową PBT. Oznacza to, że wprowadzenie identycznej warstwy tkaniny węglowej do obu matryc skutkuje relatywnie wyższym udziałem fazy włóknistej w kompozycie z PA6. Oprócz różnic w gęstości, które wydają się kluczowe, można hipotetycznie wskazać również na możliwą rolę zwilżalności włókien, potencjalnie korzystniejszą w przypadku PA6, oraz na kurczliwość PBT w trakcie chłodzenia, która mogłaby sprzyjać lokalnym przemieszczeniom wiązek włókien. Tabela 6.4 obrazuje wpływ grubości kompozytu na udział włókien. Spodziewanym zjawiskiem jest to, że niezależnie od rodzaju matrycy, zmniejszenie grubości matrycy z 1,0 mm do 0,5 mm prowadzi do przyrostu gęstości o około 3%. Z kolei zestawienie w tabeli 6.5 przedstawia, że różnica gęstości pomiędzy kompozytami PBT/CF i PA6/CF wynosi około 12%. Wartość ta może wynikać z różnic gęstości osnowy polimerowej PBT i PA6 wynoszącej około 13%. Uzyskane wartości wskazują na różnice pomiędzy analizowanymi wariantami, jednak nie odzwierciedlają rzeczywistej zawartości włókien, dlatego w dalszej analizie uwzględniono objętościowy udział włókien w kompozycie  $f_f$  będący kluczowym parametrem charakteryzującym kompozyty włókniste. Do jego wyznaczenia zastosowano regułę mieszanin, obliczając udział objętościowy włókien zgodnie z równaniem 6.1 [439]. Obliczone wartości objętościowego udziału włókien zestawiono w tabeli 6.6.

$$f_f = \frac{\rho_c - \rho_M}{\rho_f - \rho_M} \quad (6.1)$$

gdzie:

$f_f$  – stopień wypełnienia włóknem,

$\rho_c$  – gęstość kompozytu

$\rho_M$  – gęstość matrycy

$\rho_f$  – gęstość włókien = 1,76 g/cm<sup>3</sup>

Tab. 6.6. Objętościowy udział włókien w kompozytach

| Kompozyt | $f_v$ , % |
|----------|-----------|
| PA6/10   | 11,11     |
| PA6/05   | 17,46     |
| PBT/10   | 6,82      |
| PBT/05   | 15,91     |

Najwyższy udział objętościowy włókien odnotowano w kompozytach PA6/05 i PBT/05. Wynik ten jest zgodny z oczekiwaniami, ponieważ przy tej samej ilości tkaniny mniejsza zawartość polimeru skutkuje większym wypełnieniem objętości włóknem, co zostało potwierdzone pomiarami gęstości. Jak przedstawiono w tabeli 6.6, przy identycznej konfiguracji włókien i tej samej grubości warstwy polimerowej kompozyty z osnową PBT charakteryzują się jednak niższym udziałem włókien niż kompozyty na bazie PA6, co zostało wcześniej wstępnie wyjaśnione różnicami w gęstości oraz potencjalnymi właściwościami przetwórczymi obu polimerów

### 6.1.2. Laminaty TFML

Analogicznie jak w przypadku kompozytów, wyznaczono gęstość TFML (tab. 6.7). Ich różnice w zależności od grubości całkowitej laminatu oraz rodzaju zastosowanej matrycy polimerowej zestawiono w tabelach 6.8 i 6.9.

Tab. 6.7. Pomiar gęstości termoplastycznych laminatów

| Laminat     | $\rho$ , g/cm <sup>3</sup> |      |      |      |      |      |           |      |
|-------------|----------------------------|------|------|------|------|------|-----------|------|
|             | 1                          | 2    | 3    | 4    | 5    | 6    | $\bar{x}$ | s    |
| A/PA6/35    | 1,85                       | 1,81 | 1,84 | –    |      |      | 1,83      | 0,02 |
| A/PA6/25    | 1,97                       | 2,02 | 2,02 | –    |      |      | 2,00      | 0,03 |
| A/PA6/CF/35 | 1,81                       | 1,83 | 1,84 | 1,84 | 1,85 | 1,87 | 1,84      | 0,02 |
| A/PA6/CF/25 | 1,99                       | 2,08 | 2,00 | 2,06 | 2,08 | 1,98 | 2,03      | 0,05 |
| A/PBT/35    | 1,88                       | 1,91 | 1,94 | –    |      |      | 1,91      | 0,03 |
| A/PBT/25    | 2,08                       | 1,92 | 2,08 | –    |      |      | 2,03      | 0,09 |
| A/PBT/CF/35 | 1,96                       | 1,98 | 2,00 | 2,02 | 1,98 | 2,02 | 1,99      | 0,02 |
| A/PBT/CF/25 | 2,18                       | 2,15 | 2,16 | 2,16 | 2,19 | 2,18 | 2,17      | 0,02 |

Tab. 6.8. Różnice gęstości pomiędzy laminatami o grubości 2,5 mm i 3,5 mm w zależności od rodzaju polimeru i obecności zbrojenia

|       | $\Delta\rho(2,5-3,5 \text{ mm})$ |       |
|-------|----------------------------------|-------|
|       | brak                             | CF    |
| A/PA6 | 9,3%                             | 10,3% |
| A/PBT | 0,5%                             | 9,0%  |

Tab. 6.9. Różnice gęstości pomiędzy laminatami A/PBT i A/PA6 w zależności od grubości całkowitej (2,5 mm i 3,5 mm) oraz obecności zbrojenia

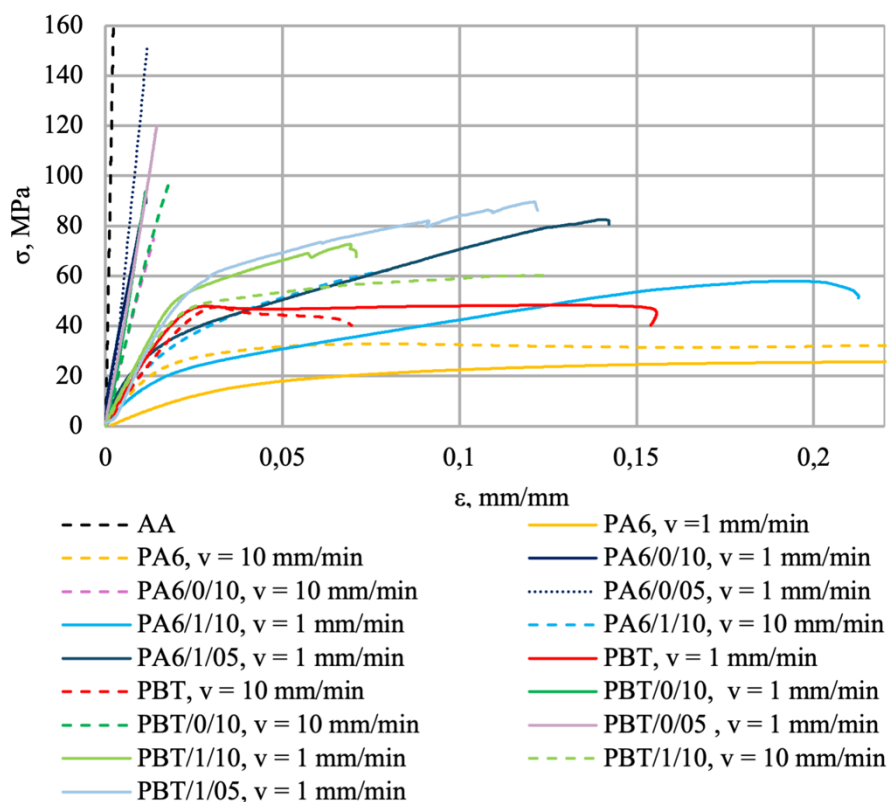
|     | $\Delta\rho(\text{A/PBT}-\text{A/PA6})$ |      |
|-----|-----------------------------------------|------|
|     | brak                                    | CF   |
| 3,5 | 10,4%                                   | 8,2% |
| 2,5 | 1,5%                                    | 6,9% |

We wszystkich konfiguracjach laminatów cieńsze próbki odznaczały się wyższą gęstością niż ich grubsze odpowiedniki. Wynika to z analogicznego efektu obserwowanego w kompozytach – ograniczona ilość polimeru przy niezmienionej ilości włókien skutkuje większym udziałem fazy włóknistej w materiale, a tym samym wzrostem gęstości.

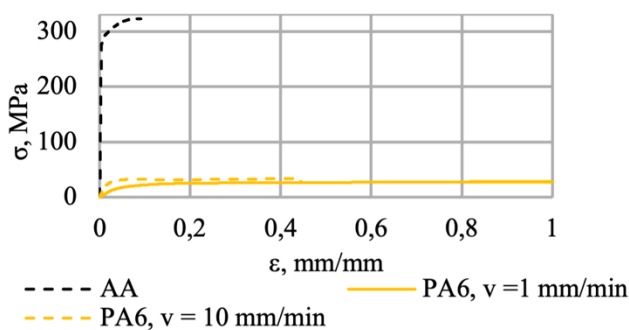
## 6.2. STATYCZNA PRÓBA ROZCIĄGANIA

### 6.2.1. Materiały bazowe i kompozyty CF RTP

Statyczne próby rozciągania przeprowadzono zgodnie z metodyką opisaną w podrozdziale 4.2.2, wykorzystując próbki przedstawione w podrozdziale 5.2. Analizie poddano stop aluminium AA6061, polimery PA6 i PBT oraz kompozyty z ich udziałem. Uzyskane wyniki przedstawiono w formie wykresów zależności naprężenia od odkształcenia na rysunku 6.1. Dla zachowania czytelności, wykres ograniczono do zakresu maksymalnej wytrzymałości i maksymalnego odkształcenia kompozytów, natomiast pełne krzywe, obrazujące dalsze zachowanie stopu aluminium i niewzmocnionego polimeru PA6, zamieszczono na rysunku 6.2. Wybrano właśnie te dwa materiały, ponieważ aluminium osiąga najwyższą wytrzymałość spośród badanych, a PA6 charakteryzuje się najwyższą wartością odkształcenia, co w połączeniu mogłoby utrudniać analizę pozostałych krzywych w jednej skali.

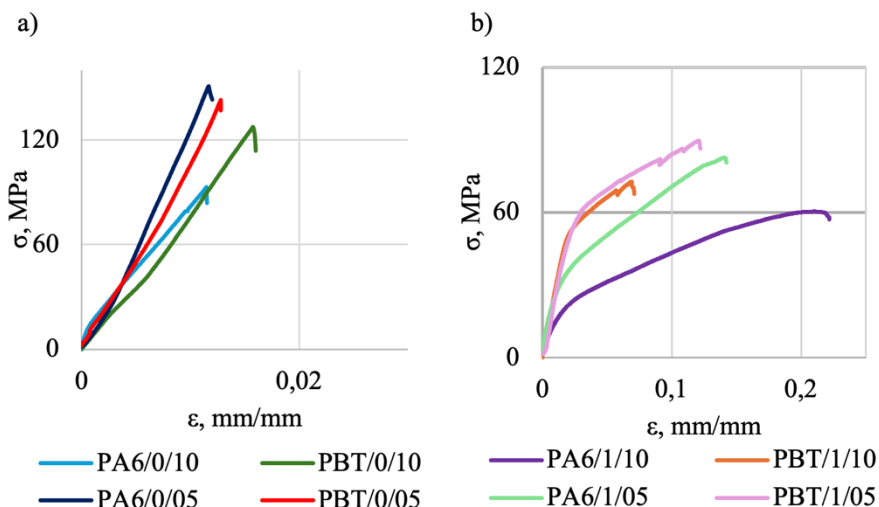


Rys. 6.1. Krzywe naprężenie–odkształcenie materiałów bazowych i kompozytów CFRTP



Rys. 6.2. Krzywe naprężenie–odkształcenie obrazujące pełny przebieg odpowiedzi mechanicznej stopu AA6061 i polimeru PA6

Wykresy na rysunku 6.3a i 6.3b przedstawiają krzywe naprężenie–odkształcenie kompozytów, umożliwiając identyfikację momentu inicjacji uszkodzeń, ich rozwoju oraz charakterystycznego efekt załamania krzywej zgodnego z mechanizmami opisanymi w literaturze.



Rys. 6.3. Krzywe naprężenie-odkształcenie kompozytów tkanych w statycznej próbie rozciągania: a) kompozyty wzmacnione tkaniną o orientacji 0/90°, b) kompozyty wzmacnione tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$

Analiza krzywych naprężenie-odkształcenie kompozytów wzmacnionych tkaniną o orientacji 0/90° oraz  $\pm 45^\circ$  wskazuje na istotne różnice w charakterze deformacji i mechanizmie uszkodzeń. W przypadku kompozytów zbrojonych tkaniną pod kątem 0/90° (materiał PA6/0/10, PA6/0/05, PBT/0/10, PBT/05) obserwuje się wyraźny odcinek liniowy, odpowiadający sprężystej pracy materiału, po czym następuje gwałtowne załamanie krzywej. Wyraźny jest tutaj „knee effect” czyli załamanie krzywej po początkowym odcinku liniowym, objawiające się spadkiem sztywności i prowadzące ostatecznie do kruchego pęknięcia materiału. Natomiast kompozyty zbrojone tkaniną  $\pm 45^\circ$  wykazują zupełnie odmienny charakter odpowiedzi mechanicznej, gdzie obserwuje się ewolucję uszkodzeń, która prowadzi do sukcesywnej degradacji sztywności aż do zniszczenia próbki. Wynika to z faktu, że włókna ułożone w orientacji  $\pm 45^\circ$  nie pracują osiowo na rozciąganie, lecz stopniowo się obracają i ulegają poślizgowi względem matrycy. Całkowite zniszczenie takiego kompozytu następuje przy wyższym odkształceniu niż dla kompozytów zbrojonych włóknami o orientacji 0/90°, a przebieg zniszczenia ma bardziej ciągły charakter.

W tabelach 6.10-6.14 zestawiono podstawowe właściwości mechaniczne wyznaczone na podstawie badań: moduł Younga  $E$ , moduł sprężystości wzdłużnej  $E_t$ , wytrzymałość na rozciąganie  $\sigma_M$ , granicę plastyczności  $\sigma_Y$  oraz wydłużenie przy zerwaniu  $\epsilon_b$  materiałów bazowych i kompozytów CFRTP. Dla każdego z parametrów podano również wartość średnią oraz odchylenie standardowe.



Tab. 6.10. Właściwości mechaniczne badań statycznych stopu aluminium

|           | E, GPa | $\sigma_Y$ , MPa | $\sigma_M$ , MPa | $\epsilon_b$ , mm/mm |
|-----------|--------|------------------|------------------|----------------------|
| 1         | 63,67  | 297,00           | 323,97           | 0,10                 |
| 2         | 75,96  | 292,00           | 323,36           | 0,09                 |
| 3         | 83,34  | 291,69           | 323,59           | 0,09                 |
| $\bar{x}$ | 74,32  | 293,56           | 323,64           | 0,09                 |
| s         | 9,93   | 2,98             | 0,31             | 0,01                 |

Tab. 6.11. Wartości modułu sprężystości wzdlużnej  $E_t$  dla polimerów i kompozytów z ich udziałem, wyznaczone przy prędkościach rozciągania  $v = 1$  i 10 mm/min

| Materiał | v,<br>mm/<br>min | $E_t$ , MPa |       |       |       |       |           |         |
|----------|------------------|-------------|-------|-------|-------|-------|-----------|---------|
|          |                  | 1           | 2     | 3     | 4     | 5     | $\bar{x}$ | s       |
| PA6      | 1                | 640         | 727   | 932   | 637   | 894   | 766,00    | 139,6   |
|          | 10               | 2119        | 2026  | 2142  | 2055  | —     | 2085,50   | 54,1    |
| PA6/0/10 | 1                | 5556        | 7676  | 13737 | 14754 | 5835  | 9511,60   | 4412,2  |
|          | 10               | 5896        | 3932  | 3773  | 4299  | 4416  | 4463,20   | 842,7   |
| PA6/0/05 | 1                | 10385       | 9207  | 9732  | —     |       | 9774,67   | 590,16  |
| PA6/1/10 | 1                | 2617        | 2540  | 2280  | 2029  | 1760  | 2245,20   | 356,55  |
|          | 10               | 2114        | 2103  | 2307  | 2194  |       | 2179,50   | 94,18   |
| PA6/1/05 | 1                | 2854        | 2326  | 2102  | —     |       | 2427,33   | 386,11  |
| PBT      | 1                | 2488        | 2545  | 3222  | 2010  |       | 2566,25   | 498,66  |
|          | 10               | 2202        | 2063  | 2131  | —     |       | 2132,00   | 69,51   |
| PBT/0/10 | 1                | 6240        | 10970 | 7833  | 6565  | 12120 | 8745,60   | 2655,2  |
|          | 10               | 5835        | 5870  | 6020  | 6040  | 6280  | 6009,00   | 176,15  |
| PBT/0/05 | 1                | 13880       | 7180  | 8273  | —     |       | 9777,67   | 3594,51 |
| PBT/1/10 | 1                | 3305        | 3733  | 3547  |       |       | 3528,33   | 214,61  |
|          | 10               | 2943        | 2990  | 2406  |       |       | 2779,67   | 324,46  |
| PBT/1/05 | 1                | 4920        | 3202  | 3071  |       |       | 3731,00   | 1031,79 |

Tab. 6.12. Wartości granicy plastyczności  $\sigma_Y$  dla polimerów i kompozytów z ich udziałem, wyznaczone przy prędkościach rozciągania  $v = 1$  i 10 mm/min

| Materiał | v, mm<br>min | $\sigma_Y$ , MPa |    |    |    |    |           |      |
|----------|--------------|------------------|----|----|----|----|-----------|------|
|          |              | 1                | 2  | 3  | 4  | 5  | $\bar{x}$ | s    |
| PA6      | 1            | 18               | 21 | 23 | 22 | 20 | 20,80     | 1,92 |
|          | 10           | 31               | 30 | 32 | 33 | —  | 31,50     | 1,29 |
| PA6/1/10 | 1            | 18               | 18 | 16 | 20 | 22 | 18,80     | 2,28 |
|          | 10           | 25               | 22 | 25 | 23 | —  | 23,75     | 1,50 |
| PA6/1/05 | 1            | 31               | 31 | 32 | —  |    | 31,33     | 0,58 |
| PBT      | 1            | 49               | 48 | 45 | 42 | —  | 46,00     | 3,16 |
|          | 10           | 49               | 47 | 48 | —  |    | 48        | 1,00 |
| PA6/1/10 | 1            | 38               | 37 | 36 |    |    | 37        | 1,00 |
|          | 10           | 33               | 36 | 31 |    |    | 33,33     | 2,52 |
| PA6/1/05 | 1            | 48               | 50 | 48 |    |    | 48,67     | 1,15 |

Tab. 6.13. Wartości wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$  dla polimerów i kompozytów z ich udziałem, wyznaczone przy prędkościach rozciągania  $v = 1$  i  $10$  mm/min

| Materiał | v,<br>mm/min | $\sigma_M$ , MPa |     |     |    |     |           |       |
|----------|--------------|------------------|-----|-----|----|-----|-----------|-------|
|          |              | 1                | 2   | 3   | 4  | 5   | $\bar{x}$ | s     |
| PA6      | 1            | 29               | 29  | 35  | 30 | 31  | 30,67     | 2,68  |
|          | 10           | 38               | 33  | 34  | 34 | –   | 34,78     | 2,29  |
| PA6/0/10 | 1            | 91               | 84  | 81  | 93 | 92  | 88,24     | 5,35  |
|          | 10           | 75               | 76  | 68  | 59 | 95  | 74,49     | 13,37 |
| PA6/0/05 | 1            | 135              | 151 | 124 | –  |     | 142,78    | 11,40 |
| PA6/1/10 | 1            | 60               | 58  | 53  | 58 | 63  | 58,58     | 3,71  |
|          | 10           | 64               | 54  | 62  | 64 | –   | 61,30     | 4,68  |
| PA6/1/05 | 1            | 82               | 83  | 79  | –  |     | 81,32     | 1,76  |
| PBT      | 1            | 49               | 48  | 45  | 42 | –   | 46,22     | 2,97  |
|          | 10           | 49               | 47  | 47  | –  |     | 47,91     | 1,00  |
| PBT/0/10 | 1            | 94               | 119 | 127 | 95 | 105 | 108,04    | 14,73 |
|          | 10           | 99               | 70  | 100 | 97 | 94  | 92,11     | 12,32 |
| PBT/0/05 | 1            | 165              | 120 | 143 | –  |     | 142,62    | 22,43 |
| PBT/1/10 | 1            | 61               | 73  | 69  |    |     | 67,42     | 6,00  |
|          | 10           | 60               | 68  | 48  |    |     | 58,67     | 10,37 |
| PBT/1/05 | 1            | 75               | 90  | 77  |    |     | 80,70     | 7,74  |

Tab. 6.14. Wartości odkształcenia do zniszczenia  $\epsilon_b$  dla polimerów i kompozytów z ich udziałem, wyznaczone przy prędkościach rozciągania  $v = 1$  i  $10$  mm/min

| Materiał | v,<br>mm/<br>min | $\epsilon_b$ , mm/mm |      |      |      |      |           |      |
|----------|------------------|----------------------|------|------|------|------|-----------|------|
|          |                  | 1                    | 2    | 3    | 4    | 5    | $\bar{x}$ | s    |
| PA6      | 1                | 0,88                 | 0,69 | 0,87 | 0,71 | 0,66 | 0,76      | 0,10 |
|          | 10               | 0,71                 | 0,54 | 0,53 | 0,39 | –    | 0,54      | 0,13 |
| PA6/0/10 | 1                | 0,02                 | 0,01 | 0,01 | 0,01 | 0,02 | 0,01      | 0,01 |
|          | 10               | 0,01                 | 0,03 | 0,02 | 0,01 | 0,02 | 0,02      | 0,01 |
| PA6/0/05 | 1                | 0,01                 | 0,01 | 0,01 | –    |      | 0,01      | 0,00 |
| PA6/1/10 | 1                | 0,21                 | 0,20 | 0,15 | 0,21 | 0,18 | 0,19      | 0,03 |
|          | 10               | 0,09                 | 0,08 | 0,08 | 0,11 | –    | 0,09      | 0,01 |
| PA6/1/05 | 1                | 0,17                 | 0,14 | 0,12 | –    |      | 0,14      | 0,03 |
| PBT      | 1                | 0,02                 | 0,13 | 0,02 | 0,03 | –    | 0,05      | 0,05 |
|          | 10               | 0,03                 | 0,03 | 0,03 | –    |      | 0,03      | 0,00 |
| PBT/0/10 | 1                | 0,01                 | 0,01 | 0,02 | 0,01 | 0,01 | 0,01      | 0,00 |
|          | 10               | 0,02                 | 0,01 | 0,02 | 0,02 | 0,02 | 0,02      | 0,00 |
| PBT/0/05 | 1                | 0,01                 | 0,01 | 0,01 | –    |      | 0,01      | 0,00 |
| PBT/1/10 | 1                | 0,08                 | 0,07 | 0,07 |      |      | 0,07      | 0,01 |
|          | 10               | 0,12                 | 0,09 | 0,14 |      |      | 0,12      | 0,03 |
| PBT/1/05 | 1                | 0,14                 | 0,12 | 0,09 | –    |      | 0,12      | 0,03 |

W celu określenia czy zwiększenie prędkości rozciągania z 1 mm/min do 10 mm/min wpływa istotnie na właściwości mechaniczne kompozytów o grubości osnowy 1 mm, zaplanowano przeprowadzenie analizy statystycznej z wykorzystaniem testu Manna-Whitneya, co spowodowane jest tym, że niektóre grupy danych nie spełniają założenia o normalności rozkładu (np. wartości wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$  materiału PBT/0/10). Sformułowano następującą hipotezę zerową: *zmiana prędkości rozciągania z 1 mm/min na 10 mm/min nie powoduje istotnych różnic w  $E_t$ ,  $\sigma_Y$ ,  $\sigma_M$ ,  $\epsilon_b$  badanych materiałów*. Analizy przeprowadzono przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ . Uzyskane p-value zestawiono w tabeli 6.15. Wartości mniejsze od ustalonego progu istotności zostały wyróżnione pogrubioną czcionką i oznacza to, że w tych przypadkach odrzuca się hipotezę zerową oraz przyjmuje, iż dana właściwość mechaniczna różni się istotnie pomiędzy próbkami rozciąganyymi z prędkością 1 mm/min i 10 mm/min.

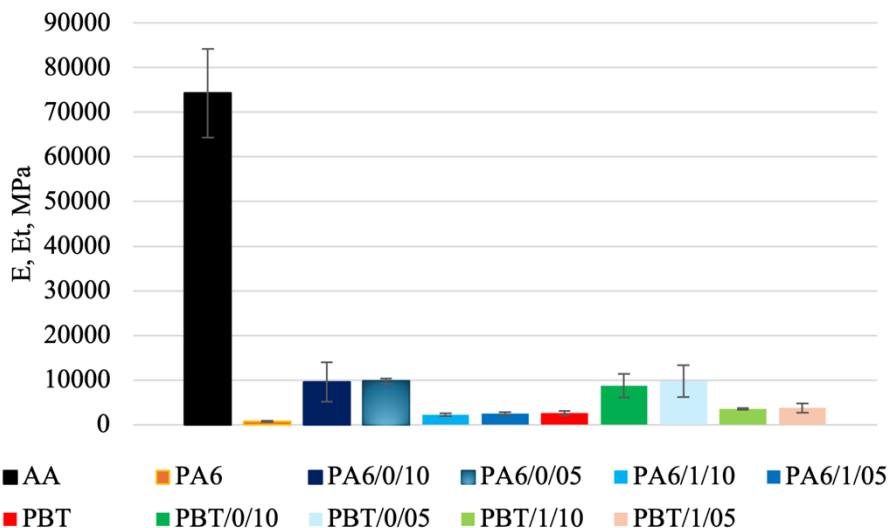
Tab. 6.15. Wartości p-value uzyskane z testu Manna-Whitneya dla porównania właściwości mechanicznych pomiędzy próbkami rozciąganyymi z prędkościami 1 mm/min i 10 mm/min

| Materiał | $E_t$       | $\sigma_Y$  | $\sigma_M$ | $\epsilon_b$ |
|----------|-------------|-------------|------------|--------------|
| PA6      | <b>0,02</b> | <b>0,02</b> | 0,11       | 0,06         |
| PA6/0/10 | <b>0,03</b> | –           | 0,15       | 0,55         |
| PA6/1/10 | 0,91        | <b>0,02</b> | 0,29       | <b>0,02</b>  |
| PBT      | 0,40        | 0,63        | 0,63       | 0,63         |
| PBT/0/10 | <b>0,02</b> | –           | 0,31       | 0,15         |
| PBT/1/10 | 0,10        | 0,10        | 0,20       | 0,10         |

Celem tej analizy było nie tylko określenie statystycznie istotnych różnic, ale i ocena zasadności kontynuowania testów dla próbek o zredukowanej grubości polimeru w wariancie z wyższą prędkością obciążania. Uzyskane wyniki miały także na celu weryfikację, czy w dalszej części badań, obejmujących laminaty TFML, możliwe będzie stosowanie jednej, ustalonej prędkości obciążania. Spośród 22 przeanalizowanych przypadków jedynie w 6 stwierdzono istotne statystycznie różnice, co oznacza, że zmiana prędkości rozciągania z 1 mm/min do 10 mm/min nie wpływała istotnie na 73% badanych właściwości mechanicznych. W związku z tym w kolejnych eksperymentach, zwłaszcza dla laminatów zawierających warstwy metaliczne, przyjęto prędkość referencyjną 1 mm/min, zgodną z praktyką stosowaną w testach metali i eliminującą ryzyko zafałszowania wyników. Na tej podstawie dalszą analizę właściwości materiałów bazowych przeprowadzono wyłącznie dla niższej prędkości. Wszystkie uzyskane wartości zilustrowano w formie wykresów słupkowych.

### a. Moduł sprężystości wzdłużnej

Analizę rozpoczęto od modułów sprężystości wzdłużnej materiałów bazowych i kompozytów CFRTP zaprezentowanych w tabeli 6.11 oraz na rysunku 6.4.

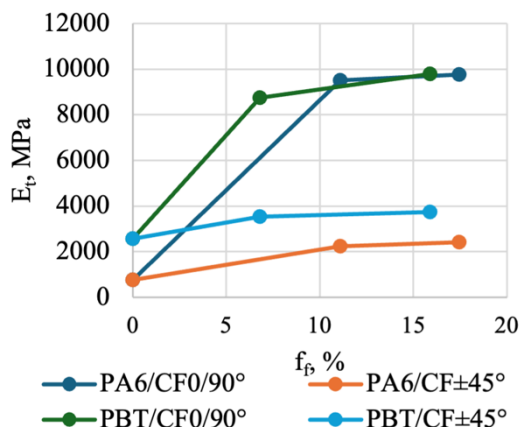


Rys. 6.4. Porównanie średnich wartości modułu Younga  $E$  i modułu sprężystości wzdłużnej  $E_t$  materiałów bazowych i kompozytów CFRTP

Zestawione dane jednoznacznie wskazują, że stop AA6061 charakteryzuje się najwyższym modułem sprężystości wzdłużnej, co potwierdza jego rolę jako warstwy usztywniającej w strukturze TFML. Ponadto, wprowadzenie zbrojenia z włókien węglowych do matryc PA6 i PBT znacząco poprawia sztywność. Zauważalny jest również wpływ grubości osnowy polimerowej. Cieńsze kompozyty (np. materiał PA6/0/05 i PBT/0/05) prowadzą do wyższych wartości modułu sprężystości w porównaniu do ich odpowiedników o większej zawartości tworzywa. Efekt ten wynika z bardziej efektywnego udziału włókien w przenoszeniu obciążenia. Znaczenie ma również orientacja tkaniny wzmacniającej. Materiały wzmocnione tkaniną układzie 0/90° wykazują wyraźnie wyższe wartości sztywności w porównaniu do konfiguracji  $\pm 45^\circ$ . Wynika to z lepszego dopasowania kierunku włókien do działania siły rozciągającej. Kompozyty na bazie PBT wykazują porównywalną lub nieco wyższą sztywność niż te z PA6, zwłaszcza przy układzie 0/90° i mniejszej zawartości tworzywa. Większy rozrzut wyników w próbkach z PBT lub grubszą matrycą może wskazywać na ich większą wrażliwość na lokalne niejednorodności. Analiza potwierdza istotny wpływ zarówno konfiguracji włókien, jak i rodzaju oraz grubości osnowy na sztywność kompozytu.

W przeprowadzonej analizie uwzględniono także materiały niezbrojone, reprezentowane przez jednorodne PA6 i PBT, które stanowiły punkt odniesienia do oceny wpływu zbrojenia i jego konfiguracji. Poprawa właściwości

mechanicznych po zbrojeniu włóknem węglowym matrycy polimerowej jest spodziewanym efektem, a skala tego wzmocnienia zależy od objętościowego udziału wzmocnienia w materiale. Na rysunku 6.5 przedstawiono zależność modułu sprężystości wzdłużnej  $E_t$  od frakcji objętościowej włókien  $f_f$  dla kompozytów na bazie PA6 i PBT.

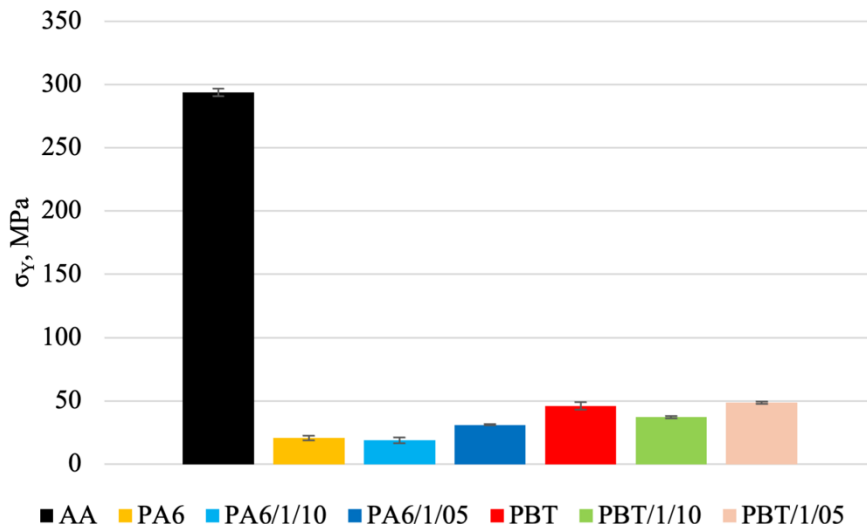


Rys. 6.5. Zależność modułu sprężystości wzdłużnej  $E_t$  od zawartości objętościowej włókien węglowych  $f_f$  dla kompozytów z matrycą PA6 i PBT

Dynamiczny wzrost  $E_t$  w kompozycie PA6/CF0/90° następuje do 10% frakcji objętości włókien, a dalsze zwiększanie frakcji powoduje jedynie niewielkie zmiany, co świadczy o szybkim osiągnięciu efektywnego wzmocnienia. PA6/CF±45° wykazuje znacznie mniejszy przyrost  $E_t$  wraz ze wzrostem  $f_f$ . krzywa ma łagodniejszy przebieg, co wynika z faktu, że włókna ułożone pod kątem ±45° nie przejmują w pełni obciążeń wzdłużnych, przez co efektywna sztywność w kierunku rozciągania jest ograniczona. W przypadku kompozytu PBT/CF0/90° już przy niskiej zawartości włókien uzyskuje się wyraźny wzrost sztywności. Należy jednak podkreślić, że wyższe wartości  $E_t$  w porównaniu z PA6 wynikają zarówno z efektywności układu 0/90°, jak i z wyjściowo wyższego modułu osnowy PBT. Analogicznie jak dla PA6, PBT/CF45° wykazuje jedynie ograniczony wzrost modułu. Podsumowując, wartości modułu sprężystości wzdłużnej zależą zarówno od ukierunkowania tkaniny jak i od rodzaju polimeru. Układy tkaniny o ułożeniu 0/90° zapewniają wyraźnie większy przyrost sztywności niż układy z orientacją ±45°, natomiast kompozyty z osnową PBT charakteryzują się wyższymi wartościami  $E_t$  niż kompozyty z PA6, co wynika z wyjściowo większej wartości  $E_t$  materiału bazowego. Dodatkowo, po osiągnięciu frakcji objętościowej rzędu 10% obserwuje się wyhamowanie dynamiki wzrostu  $E_t$ .

### b. Granica plastyczności $\sigma_Y$

Kolejna analiza dotyczy granicy plastyczności, której wartości dla materiałów bazowych i kompozytów CFRTP zestawiono w tabeli 6.12 oraz zaprezentowano na rysunku 6.6.

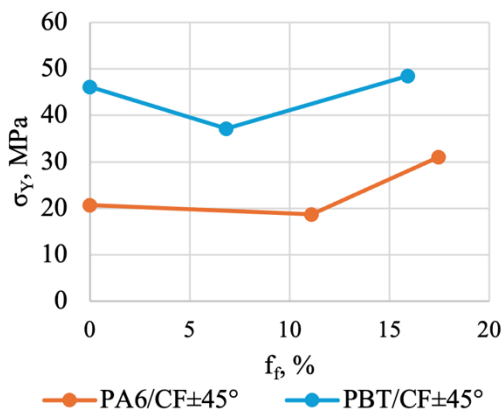


Rys. 6.6. Porównanie średnich wartości granicy plastyczności  $\sigma_Y$  materiałów bazowych i kompozytów CFRTP

Najwyższe wartości granicy plastyczności wykazywał stop aluminium. W przeciwieństwie do kompozytów wzmocnionych tkaniną o ukierunkowaniu 0/90°, które pękały nagle, stop aluminium stopniowo przechodził ze stanu sprężystego do plastycznego. W kontekście wytwarzanych TFML ma to duże znaczenie, ponieważ obecność metalu może zmniejszyć ryzyko natychmiastowego uszkodzenia warstw kompozytowych. W kompozytach z układem  $\pm 45^\circ$  granica plastyczności była wyraźnie zaznaczona, a jej wartość zależała zarówno od rodzaju polimeru (wyższe wartości  $\sigma_Y$  osiągały kompozyty z matrycą PBT), jak i zawartości osnowy (mniejsza zawartość polimeru zapewniała wyższe wartości granicy plastyczności względem swoich grubszych odpowiedników).

W przeciwieństwie do obserwowanego wcześniej jednoznacznego wzrostu modułu sprężystości wraz ze wzrostem frakcji objętościowej włókien, analiza granicy plastyczności  $\sigma_Y$  wykazała bardziej złożone zachowanie, które w sposób charakterystyczny przedstawiono na rysunku 6.7. Zarówno w kompozytach z osnową PA6, jak i PBT w układzie włókien  $\pm 45^\circ$  początkowo wartości  $\sigma_Y$  obniżały się przy wzroście udziału włókien, natomiast po osiągnięciu wyższych frakcji objętościowych następował ponowny wzrost. Dla PA6 wartości  $\sigma_Y$  mieściły się w zakresie od ok. 18,8 do 30,7 MPa, a dla PBT od 37,2 do 48,6 MPa. Mimo że nie występuje tu prosty, liniowy trend, można stwierdzić, że granica

plastyczności w układach  $\pm 45^\circ$  charakteryzuje się nieliniową zależnością od udziału włókien, a dodatkowo wyraźnie wyższymi wartościami dla osnowy PBT niż dla PA6.

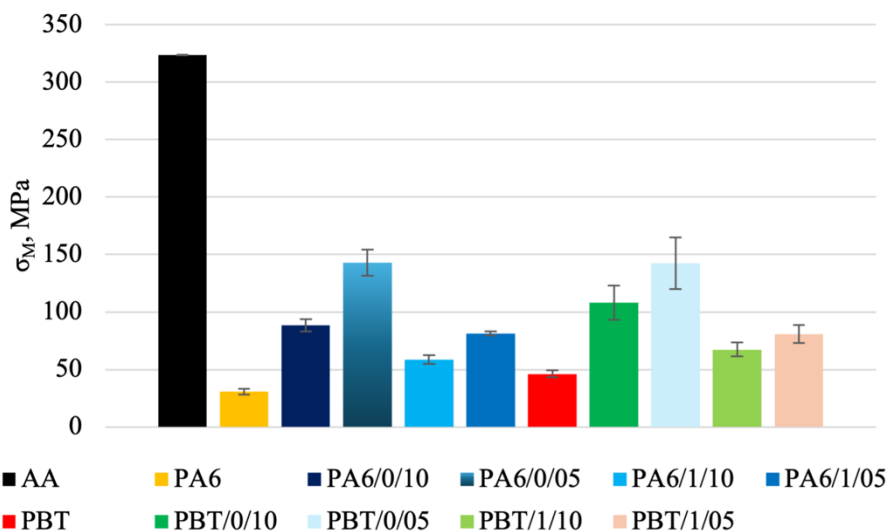


Rys. 6.7. Zależność granicy plastyczności  $\sigma_Y$  od zawartości objętościowej włókien węglowych  $f_f$  dla kompozytów z matrycą PA6 i PBT

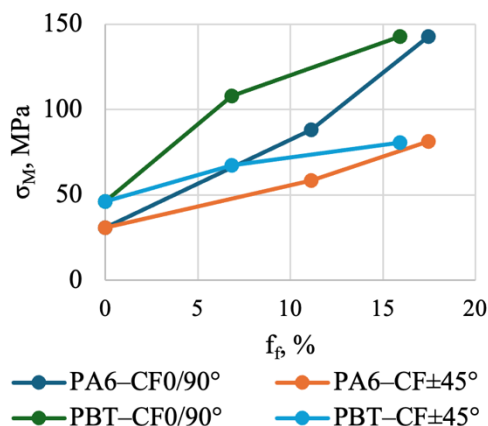
### c. Wytrzymałość na rozciąganie $\sigma_M$

Następna analiza nawiązuje do wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$ . Jak przedstawiono w tabeli 6.13 oraz na rysunku 6.8, najwyższą wytrzymałość na rozciąganie osiągał stop aluminium, a wśród kompozytów najwyższe średnie wyniki uzyskano dla układów z tkaniną 0/90° i cieńszą osnową, szczególnie na bazie PBT. Materiały wzmocnione tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$  odznaczają się niższymi wartościami  $\sigma_M$  (w stosunku do orientacji 0/90°), co wynika z mniej korzystnego ustawienia włókien względem kierunku działania siły. Niezależnie od konfiguracji, zastosowanie zbrojenia wyraźnie zwiększało wytrzymałość względem surowych polimerów.

Natomiast na rysunku 6.9 przedstawiono zależność wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$  od udziału objętościowego włókien węglowych  $f_f$  w kompozytach na bazie PA6 i PBT. Wzrost frakcji objętościowej włókien skutkuje wyraźnym zwiększeniem wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$  we wszystkich analizowanych konfiguracjach. Najbardziej dynamiczny przyrost obserwowany jest w układach 0/90°, zarówno dla kompozytów PA6 jak i PBT, które przy najwyższym udziale włókien przekraczają 140 MPa. W przypadku kompozytów wzmocnionych tkaniną o orientacji włókien  $\pm 45^\circ$  również widoczna jest tendencja wzrostowa, jednak wartości  $\sigma_M$  pozostają istotnie niższe niż w konfiguracjach 0/90°.



Rys. 6.8. Porównanie średnich wartości wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$  materiałów bazowych i kompozytów CFRTP



Rys. 6.9. Zależność wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$  od zawartości objętościowej włókien węglowych  $f_f$  dla kompozytów z matrycą PA6 i PBT

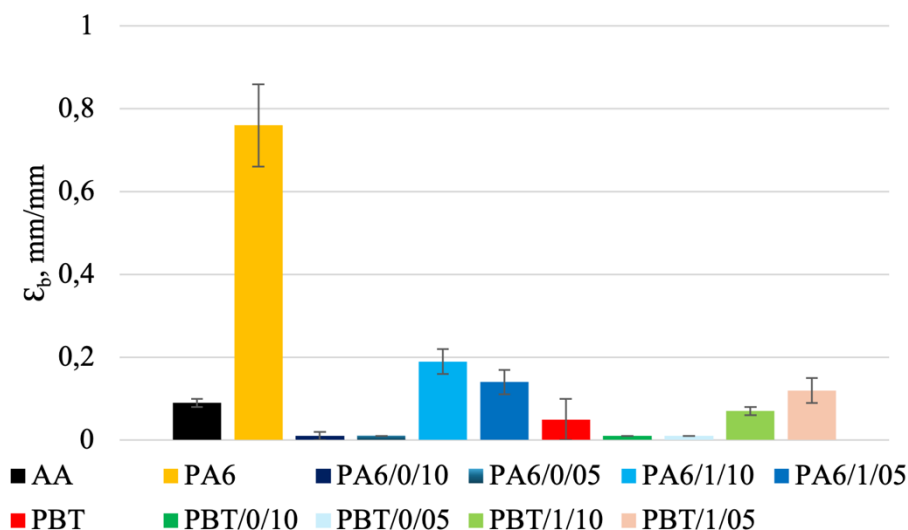
#### d. Maksymalne odkształcenie do zniszczenia $\epsilon_b$

Ostatnią właściwością rejestrowaną podczas statycznej próby rozciągania było maksymalne odkształcenie do zniszczenia  $\epsilon_b$  wszystkich materiałów bazowych i kompozytów CFRTP, które zestawiono w tabeli 6.14 oraz zilustrowano graficznie na rysunku 6.10.

Dokonując analizy zebranych wartości, zaobserwowano, że najwyższe wartości  $\epsilon_b$  cechują surowy PA6, a wzmocnienie tkaniną znacząco obniża tę właściwość, szczególnie w kompozytach zbrojonych układem 0/90°. Większe odkształcenia zaobserwowano w kompozytach wzmocnionych tkaniną



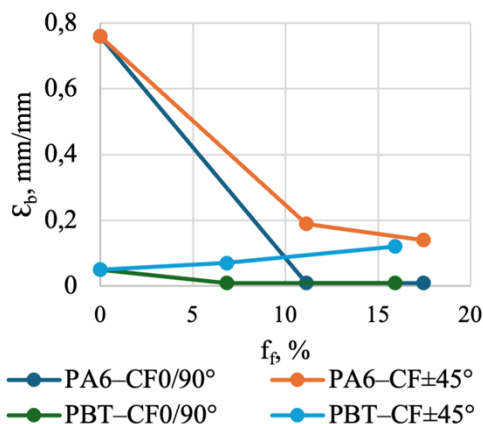
o orientacji  $\pm 45^\circ$ , co wynika ze sposobu ich pracy względem kierunku rozciągania.



Rys. 6.10. Porównanie średnich wartości maksymalnego odkształcenia do zniszczenia  $\epsilon_b$  materiałów bazowych i kompozytów CFRTP

Zależność maksymalnego odkształcenia do zniszczenia  $\epsilon_b$  od udziału objętościowego włókien węglowych  $f_f$  dla kompozytów na bazie PA6 i PBT, wzmacnionych tkaniną w układach  $0/90^\circ$  oraz  $\pm 45^\circ$ , przedstawiono na rysunku 6.11. Wyniki wskazują, że zastosowanie tkaniny z włókien węglowych znacząco ogranicza deformowalność kompozytów. W przypadku orientacji tkaniny węglowej o orientacji  $0/90^\circ$  w osnowie PA6 już niewielki udział objętościowy włókien powoduje gwałtowny spadek maksymalnego odkształcenia (z poziomu 0,76 dla niewzmocnionego tworzywa do wartości bliskich 0,01 dla polimerów wzmacnionych). Analogiczny przebieg obserwuje się dla kompozytu PBT–CF $0/90^\circ$ , w którym  $\epsilon_b$  niezależnie od stopnia zbrojenia utrzymuje się na bardzo niskim poziomie, bliskim zeru. W przypadku kompozytów wzmacnionych tkaniną pod kątem  $\pm 45^\circ$  spadki odkształcenia są wyraźnie łagodniejsze. Dla PA6–CF $\pm 45^\circ$  po początkowym silnym obniżeniu  $\epsilon_b$  w stosunku do czystej osnowy, wartości pozostają na wyższym poziomie niż w konfiguracji  $0/90^\circ$ , co świadczy o większej zdolności do odkształceń przed zniszczeniem. W kompozytach PBT–CF $\pm 45^\circ$  odnotowano wzrost maksymalnego odkształcenia w porównaniu z niewzmocnioną osnową, co stanowi odmienny trend względem pozostałych konfiguracji. W niezbrojonym PBT, zgodnie z zapisami normy, maksymalne odkształcenie rejestrowane jest w chwili osiągnięcia naprężenia granicznego, po czym materiał ulega lokalnemu przewężeniu i dalsze odkształcenie nie jest uwzględniane w wartości  $\epsilon_b$ . Zbrojenie tkaniną o orientacji

$\pm 45^\circ$  zmienia ten mechanizm ponieważ włókna ułożone skośnie względem kierunku obciążenia umożliwiają stopniowe przenoszenie odkształceń przez matrycę i włókna, co stabilizuje proces deformacji i prowadzi do bardziej równomiernego rozkładu odkształceń. W efekcie kompozyt osiąga wyższe wartości  $\varepsilon_b$  niż niewzmocniony polimer.



Rys. 6.11. Zależność maksymalnego odkształcenia do zniszczenia  $\varepsilon_b$  od zawartości objętościowej włókien węglowych  $f_f$  dla kompozytów z matrycą PA6 i PBT

#### d.Ocena statystyczna

Celem analizy statystycznej było określenie, w jakim stopniu rodzaj zastosowanego polimeru oraz ukierunkowanie włókien wpływają na wybrane właściwości mechaniczne kompozytów. Na potrzeby testu statystycznego, pominięto czynnik grubości warstwy polimerowej, ponieważ jego wpływ na właściwości mechaniczne został wcześniej szczegółowo przeanalizowany poprzez ocenę objętościowego udziału włókien. Ponadto, ze względu na brak granicy plastyczności w kompozytach wzmocnionym układem włókien 0/90°, analiza tego parametru zostanie przeprowadzona oddzielnie. Do właściwej analizy statystycznej uwzględniono trzy właściwości mechaniczne:  $E_t$ ,  $\sigma_M$  oraz  $\varepsilon_b$ . W celu weryfikacji założeń testów parametrycznych sprawdzono rozkład normalności dla każdej z analizowanych zmiennych przy użyciu testu Shapiro–Wilka. Uzyskane wartości nie spełniają warunku normalności rozkładu. W związku z tym zdecydowano się na zastosowanie nieparametrycznego testu Manna–Whitneya. Sformułowano następującą hipotezę zerową: *rodzaj polimeru oraz ukierunkowanie tkaniny w kompozycie nie powoduje istotnych różnic w rozkładach wartości modułu sprężystości wzdłużnej, maksymalnej wytrzymałości oraz odkształcenia do zniszczenia badanych materiałów*. Analizy przeprowadzono przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ . Wyniki testu, przedstawione w tabeli 6.16 pozwalają ocenić istotność statystyczną wpływu rodzaju polimeru oraz ukierunkowania tkaniny na wybrane właściwości mechaniczne badanych kompozytów. Wartości p-value mniejsze

od ustalonego progu istotności zostały wyróżnione pogrubioną czcionką i oznaczają, że istnieją statystycznie istotne różnice pomiędzy porównywanymi grupami, co w praktyce wskazuje na wpływ rodzaju polimeru lub orientacji włókien na daną właściwość.

Tab. 6.16. Wartości p-value dla wpływu polimeru i ukierunkowania tkaniny na właściwości mechaniczne kompozytów

|                        | p-value          |                  |                  |
|------------------------|------------------|------------------|------------------|
|                        | $E_t$            | $\sigma_M$       | $\epsilon_b$     |
| Polimer                | 0,208            | 0,183            | 0,140            |
| Ukierunkowanie tkaniny | <b>&lt;0,001</b> | <b>&lt;0,001</b> | <b>&lt;0,001</b> |

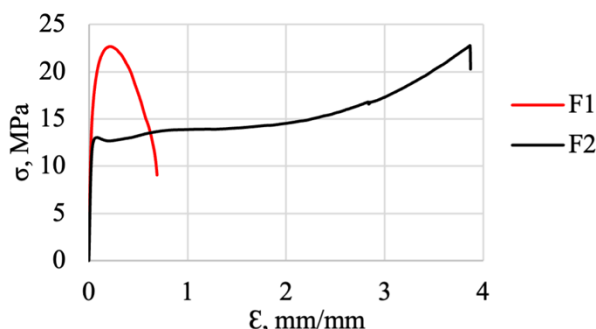
Analiza wykazała, że rodzaj polimeru nie wykazuje istotnego wpływu na moduł sprężystości, wytrzymałości na rozciąganie oraz maksymalnego odkształcenie kompozytów. Ukierunkowanie włókien w tkanych kompozytach ma natomiast istotny wpływ na wszystkie analizowane właściwości mechaniczne. Jak wcześniej wskazano, zbrojenie tkaniną w układzie 0/90° sprzyja osiągnięciu wyższych wartości modułu sprężystości wzdłużnej  $E_t$  oraz wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$  w porównaniu z ułożeniem tkaniny w orientacji  $\pm 45^\circ$ . Odwrotna zależność dotyczy maksymalnego odkształcenia do zniszczenia  $\epsilon_b$ , którego wyższe wartości stwierdzono w kompozytach wzmocnionych tkaniną  $\pm 45^\circ$ . Ze względu na występowanie granicy plastyczności wyłącznie w próbkach z ukierunkowaniem  $\pm 45^\circ$ , test Manna–Whitneya przeprowadzono jedynie w celu oceny wpływu rodzaju polimeru w tej grupie. Z istotnością statystyczną p-value = **0,002** potwierdzono, że kompozyty z osnową PBT osiągały wyższe wartości granicy plastyczności niż kompozyty z PA6. W praktyce oznacza to, że kompozyty z osnową PBT charakteryzują się wyższą granicą plastyczności, a więc większą zdolnością do przejmowania obciążeń przed wystąpieniem trwałych deformacji niż kompozyty z PA6. Kluczowym czynnikiem warunkującym wszystkie analizowane właściwości mechaniczne pozostaje jednak orientacja włókien.

### 6.2.2. Folie adhezyjne

W celu wykluczenia możliwości, że laminaty przejmują właściwości mechaniczne warstw adhezyjnych w zakresie sztywności i wytrzymałości, przeprowadzono podstawową próbę rozciągania również i tych materiałów. Dla folii adhezyjnych zastosowano analogiczną procedurę badawczą, opisaną w podrozdziale 4.2.2. Próbkę użyte w testach przedstawiono w podrozdziale 5.2. Wyniki badań zebrano w tabeli 6.17, a zależność naprężenie–odkształcenie tych materiałów przedstawiono na rysunku 6.12.

Tab. 6.17. Właściwości mechaniczne folii adhezyjnych

| Właściwość       |           | Folia  |        |
|------------------|-----------|--------|--------|
|                  |           | F1     | F2     |
| $E_t$ , MPa      | 1         | 444,21 | 211,80 |
|                  | 2         | 553,01 | 282,61 |
|                  | 3         | 452,10 | 223,19 |
|                  | $\bar{x}$ | 483,11 | 239,20 |
|                  | s         | 60,67  | 38,02  |
| $\sigma_M$ , MPa | 1         | 22,74  | 12,43  |
|                  | 2         | 20,01  | 22,80  |
|                  | 3         | 22,66  | 21,43  |
|                  | $\bar{x}$ | 21,80  | 18,89  |
|                  | s         | 1,55   | 5,63   |



Rys. 6.12. Krzywe naprężenie–odkształcenie folii adhezyjnych

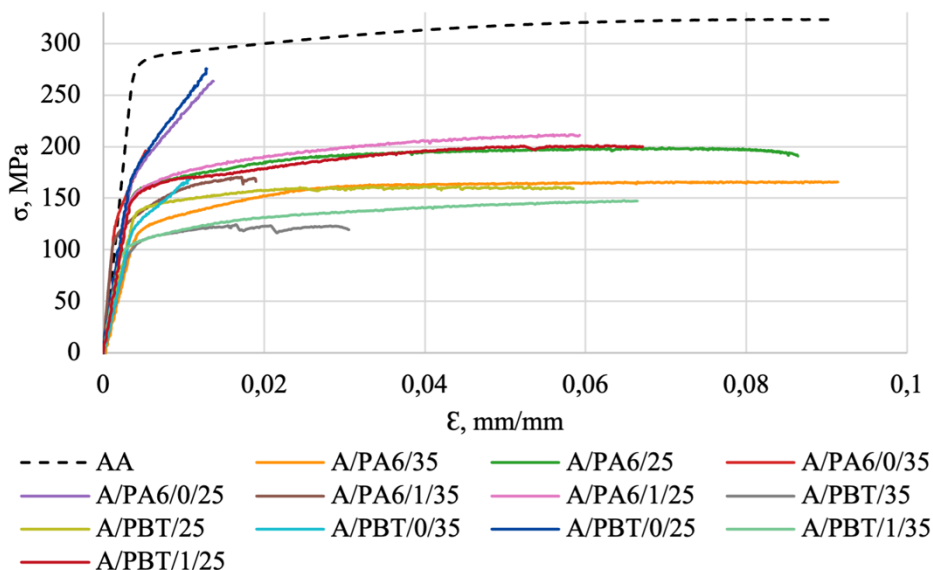
Jak przedstawiono powyżej, folia 23.110 wykazuje wyższy moduł sprężystości w porównaniu z FEP, co świadczy o jej większej sztywności. Obie folie osiągają zbliżoną maksymalną wytrzymałość na rozciąganie. Celem przedstawienia tych wyników nie była szczegółowa analiza folii a wykazanie, że zastosowane folie nie posiadają wysokich własności wytrzymałościowych i nie stanowią samodzielnie istotnego wzmocnienia dla laminatu, a tym samym końcowe właściwości mechaniczne laminatów nie będą wynikać z właściwości samych folii.

### 6.2.3. Laminaty TFML

Po przeprowadzeniu badań materiałów bazowych oraz folii adhezyjnych możliwe było przejście do realizacji statycznych prób rozciągania laminatów właściwych. Testy wykonano zgodnie z metodyką opisaną w podrozdziale 4.2.2, przy wykorzystaniu próbek o identycznej geometrii jak w przypadku materiałów bazowych (rozdział 5.2). Zależności naprężenie–odkształcenie wszystkich rozciąganych laminatów oraz stopu aluminium zebrano na rysunku 6.13.

W tabelach 8.15 – 8.18 zestawiono podstawowe właściwości mechaniczne wyznaczone na podstawie badań: moduł sprężystości wzdłużnej  $E_t$ , wytrzymałość na rozciąganie  $\sigma_M$ , granicę plastyczności  $\sigma_Y$  oraz wydłużenie przy zerwaniu  $\epsilon_b$ .

Dla każdego z parametrów podano również wartość średnią oraz odchylenie standardowe.



Rys. 6.13. Zależności naprężenie–odkształcenie dla wszystkich badanych laminatów oraz aluminium

#### a.Moduł sprężystości wzdłużnej $E_t$

Analizę rozpoczęto od porównania modułu sprężystości wzdłużnej  $E_t$  badanych laminatów. Tabela 6.18 zawiera zestawienie wyników, uśrednionych wartości oraz odchylen standardowych, a rys. 6.14. prezentuje wykres pudełkowy, który umożliwia porównanie statystycznego rozkładu wartości  $E_t$  w obrębie każdego materiału.

Tab. 6.18. Moduł sprężystości wzdłużnej  $E_t$  laminatów

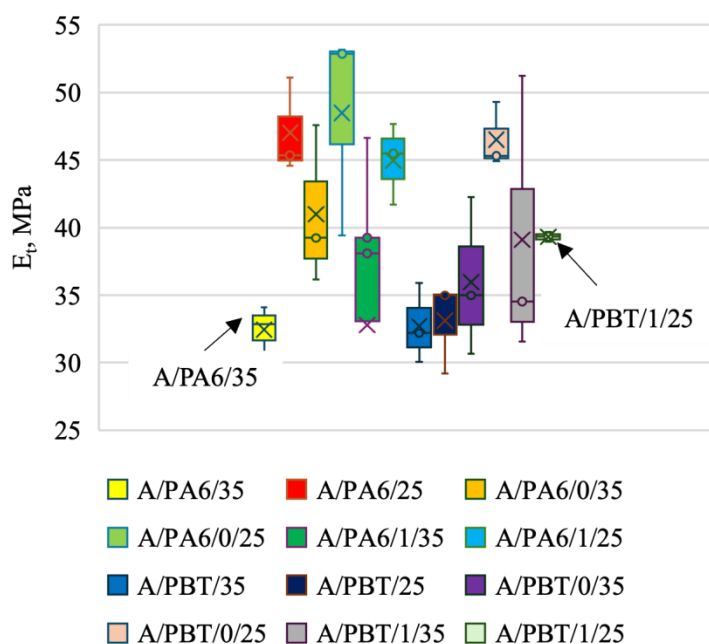
| Materiał   | $E_t$ , GPa |       |       |           |       |
|------------|-------------|-------|-------|-----------|-------|
|            | 1           | 2     | 3     | $\bar{x}$ | s     |
| A/PA6/35   | 30,40       | 32,87 | 34,09 | 32,45     | 1,88  |
| A/PA6/25   | 44,58       | 45,35 | 51,12 | 47,02     | 3,57  |
| A/PA6/0/35 | 36,15       | 47,57 | 39,23 | 40,98     | 5,91  |
| A/PA6/0/25 | 52,88       | 53,16 | 39,42 | 48,48     | 7,85  |
| A/PA6/1/35 | 38,09       | 46,64 | 33,06 | 39,26     | 6,87  |
| A/PA6/1/25 | 47,69       | 41,72 | 45,48 | 44,96     | 3,02  |
| A/PBT/35   | 32,19       | 35,88 | 30,06 | 32,71     | 2,94  |
| A/PBT/25   | 34,98       | 29,19 | 35,14 | 33,10     | 3,39  |
| A/PBT/0/35 | 34,98       | 42,27 | 30,64 | 35,96     | 5,88  |
| A/PBT/0/25 | 45,32       | 49,31 | 44,91 | 46,51     | 2,43  |
| A/PBT/1/35 | 51,23       | 34,51 | 31,55 | 39,10     | 10,61 |
| A/PBT/1/25 | 39,66       | 38,94 | 39,34 | 39,31     | 0,36  |

Z danych zestawionych w tabeli wynika, że wartości  $E_t$  zależą od rodzaju zastosowanego polimeru w laminacie, obecności wzmocnienia i orientacji włókien. Laminaty z PA6 osiągały średnio wyższe wartości niż z PBT (np. A/PA6/25: 47,02 GPa wobec A/PBT/25: 33,10 GPa). Najniższe wyniki uzyskano dla układów bez wzmocnienia (A/PA6/35: 32,45 GPa, A/PBT/35: 32,71 GPa), gdzie występowała jedynie warstwa polimerowa. Zbrojenie tkaniną o orientacji  $0/90^\circ$  dawało najwyższą wartość sprężystości wzdłużnej (A/PA6/0/25: 48,48 GPa, A/PBT/0/25: 46,51 GPa), podczas gdy w układach  $\pm 45^\circ$  wartości były istotnie niższe (A/PA6/1/25: 44,96 GPa, A/PBT/1/25: 39,31 GPa).

Wyższa zawartość polimeru w laminacie skutkuje obniżeniem udziału objętościowego włókien w warstwie kompozytowej, co prowadziło do obniżenia sztywności (np. A/PA6/0/25: 48,48 GPa gdzie A/PA6/0/35: 40,98 GPa, A/PBT/0/25: 46,51 GPa gdzie laminat o większej zawartości tworzywa A/PBT/0/35: 35,96 GPa), co wynika z większego udziału osnowy o niższych właściwościach mechanicznych w całym układzie. Zależność ta widoczna jest również w próbkach niewzmocnionych, gdzie w przypadku PA6 wzrost zawartości polimeru skutkował obniżeniem wartości modułu sprężystości (A/PA6/25: 47,02 GPa vs A/PA6/35: 32,45 GPa). W przypadku PBT taki efekt nie wystąpił, co może się wiązać z różną jakością adhezji na granicy metal-polimer.

Na podstawie wykresu pudełkowego zamieszczonego na rysunku 6.14, zauważyć można, że najmniejszą zmienność, mają próbki niewzmocnione (np. A/PA6/35, A/PBT/35) oraz konfiguracja A/PBT/1/25, gdzie wartości są bardzo skupione wokół mediany. Najdłuższe wąsy i tym samym największy rozrzut występują w układzie A/PBT/1/35, co wskazuje na dużą heterogeniczność wyników w tej grupie. Pozostałe konfiguracje, w tym A/PA6/1/25 i A/PBT/0/25, zajmują pozycję pośrednią, wykazując umiarkowaną zmienność przy stosunkowo wysokich medianach.

W celu przeprowadzenia analizy statystycznej dotyczącej wpływu konfiguracji kompozytu na wartość modułu sprężystości wzdłużnej  $E_t$ , w pierwszej kolejności sprawdzono normalność rozkładu danych przy użyciu testu Kołmogorowa–Smirnowa z estymacją wartości  $p$  metodą Monte Carlo. Założenie normalności nie zostało spełnione dla laminatów A/PA6/0/25 i A/PBT/25. Test Levene’a wykazał brak jednorodności wariancji między grupami (z istotnością  $p=0,008$ ), co narusza jedno z podstawowych założeń klasycznej analizy typu ANOVA. W związku z powyższym wykonano test Kruskala–Wallisa, który znajduje zastosowanie w sytuacjach, gdy dane nie spełniają założenia normalności rozkładu, a także jest mniej wrażliwy na naruszenie założenia o jednorodności wariancji [404]. Sformułowano następującą hipotezę zerową: *zmiana rodzaju polimeru, rodzaju wzmocnienia oraz zawartości polimeru nie powoduje istotnych różnic w wartościach  $E_t$  badanych materiałów*. Analizy przeprowadzono przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ .



Rys. 6.14. Moduł sprężystości  $E_t$  laminatów

Wartości p-value mniejsze od ustalonego progu istotności zostały wyróżnione pogrubioną czcionką i oznaczają odrzucenie hipotezy zerowej, czyli potwierdzenie, że dana cecha konfiguracji (rodzaj polimeru, rodzaj wzmocnienia lub zawartość polimeru) istotnie wpływa na wartość  $E_t$ . Szczegółowe wyniki testu Kruskala–Wallisa dla efektów głównych zestawiono w tabeli 6.19.

Tab. 6.19. Wartości p-value dla efektów głównych uzyskane z testu Kruskala–Wallisa

| Efekt              | Ranga                                         | p-value      |
|--------------------|-----------------------------------------------|--------------|
| Rodzaj polimeru    | PA6 – 21,72<br>PBT – 15,28                    | 0,066        |
| Wzmocnienie        | brak – 12,54<br>0/90° – 22,96<br>±45° – 20,00 | <b>0,044</b> |
| Zawartość polimeru | 3,5 mm – 13,58<br>2,5 mm – 23,42              | <b>0,005</b> |

Analiza testu Kruskala–Wallisa wykazała, że rodzaj polimeru nie miał istotnego statystycznie wpływu na moduł sprężystości wzdłużnej ( $p=0,066$ ). Laminaty z PA6 uzyskały jednak wyższe rangi niż z PBT, co wskazuje na tendencję do osiągania wyższych wartości  $E_t$ , mimo braku statystycznego potwierdzenia istotności. Dla rodzaju wzmocnienia odnotowano efekt bliski istotności ( $p=0,044$ ), jednak szczegółowe porównania post-hoc ujawniły, że jedynie różnica między próbkami niewzmocnionymi a laminatami z kompozytami zbrojonymi tkaniną o orientacji  $0/90^\circ$  była początkowo istotna ( $p=0,020$ ), lecz po zastosowaniu korekty Bonferroniego nie osiągnęła wymaganego poziomu istotności. Pozostałe porównania nie wykazały istotnych różnic ( $p=0,065$  i  $p=0,419$ ). Najsilniejszy efekt stwierdzono dla zawartości polimeru, ponieważ laminaty o mniejszej zawartości tworzywa charakteryzowały się istotnie wyższymi wartościami  $E_t$  w porównaniu z laminatami o większej zawartości polimeru ( $p=0,005$ ).

### b. Granica plastyczności $\sigma_Y$

Kolejną analizowaną właściwością jest granica plastyczności  $\sigma_Y$ , której wartości zebrano w tabeli 6.20.

Tab. 6.20. Granica plastyczności  $\sigma_Y$  laminatów

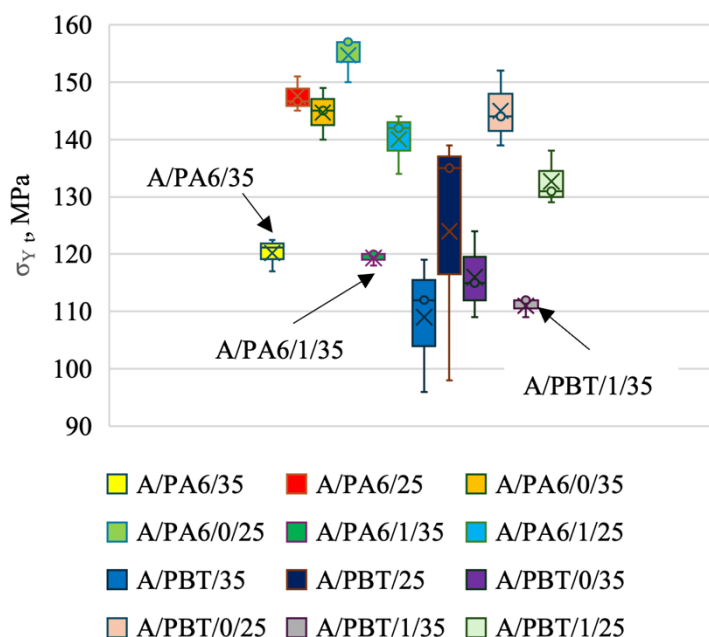
| Materiał   | $\sigma_Y$ , MPa |     |     |           |       |
|------------|------------------|-----|-----|-----------|-------|
|            | 1                | 2   | 3   | $\bar{x}$ | s     |
| A/PA6/35   | 123              | 121 | 117 | 120,33    | 3,06  |
| A/PA6/25   | 148              | 151 | 145 | 148,00    | 3,00  |
| A/PA6/0/35 | 140              | 149 | 145 | 144,67    | 4,51  |
| A/PA6/0/25 | 157              | 157 | 150 | 154,67    | 4,04  |
| A/PA6/1/35 | 120              | 120 | 118 | 119,33    | 1,15  |
| A/PA6/1/25 | 144              | 134 | 142 | 140,00    | 5,29  |
| A/PBT/35   | 96               | 112 | 119 | 109,00    | 11,79 |
| A/PBT/25   | 139              | 98  | 135 | 124,00    | 22,61 |
| A/PBT/0/35 | 124              | 115 | 109 | 116,00    | 7,55  |
| A/PBT/0/25 | 144              | 139 | 152 | 145,00    | 6,56  |
| A/PBT/1/35 | 112              | 109 | 112 | 111,00    | 1,73  |
| A/PBT/1/25 | 138              | 131 | 129 | 132,67    | 4,73  |

Wartości granicy plastyczności  $\sigma_Y$  istotnie zależą od rodzaju polimeru, orientacji tkaniny i zawartości polimeru. Laminaty z PA6 wykazały wyższe średnie wartości niż laminaty z PBT. Dla laminatów z niewzmocnionym PA6 uzyskano 120 MPa przy grubości 3,5 mm oraz 148 MPa przy grubości 2,5 mm, co jednoznacznie pokazuje, że cieńsze warstwy polimerowe prowadzą do wyższej granicy plastyczności. Podobny efekt odnotowano w laminatach ze zbrojeniem tkaniną węglową o orientacji wiązek  $0/90^\circ$  (A/PA6/0/35: 144,67 MPa wobec A/PA6/0/25: 154,67 MPa) oraz  $\pm 45^\circ$  (A/PA6/1/35: 119,33 MPa wobec A/PA6/1/25: 140 MPa). W przypadku PBT wartości były niższe, zwłaszcza dla konfiguracji z większą zawartością polimeru (A/PBT/35: 109,00 MPa),



podczas gdy laminaty z mniejszą zawartością polimeru dawały wyraźnie wyższe wyniki (np. A/PBT/25: 124,00 MPa, A/PBT/0/25: 145,00 MPa). Orientacja włókien wpływała na wartości  $\sigma_Y$  w obydwu osnowach, gdzie najwyższe wyniki osiągały laminaty z kompozytami wzmocnionymi pod kątem 0/90° (PA6: 154,67 MPa; PBT: 145,00 MPa), natomiast najniższe wyniki, laminaty z kompozytami zbrojonymi pod kątem  $\pm 45^\circ$  (PA6: 119,33 MPa; PBT: 111,00 MPa). Analiza dowodzi, że granica plastyczności laminatów jest determinowana przede wszystkim przez rodzaj osnowy oraz geometrię wzmocnienia. Osnowa PA6 w TFML zapewnia wyższe wartości  $\sigma_Y$  niż w TFML z PBT, szczególnie w laminatach zbrojonych pod kątem 0/90° i mniejszej zawartości matrycy polimerowej co wynika z lepszego przenoszenia obciążeń w kierunku włókien i większego udziału aluminium w całym układzie. Zbrojenie tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$  skutkuje wyraźnym obniżeniem wartości granicy plastyczności, co wiąże się z dominacją odkształceń ścinających i wcześniejszą inicjacją uszkodzeń. Ogólnie, korzystniejsze właściwości w zakresie  $\sigma_Y$  uzyskano w laminatach z PA6 i układem włókien 0/90° przy niższej zawartości polimeru.

Dla pełniejszego zobrazowania zmienności wyników analizę uzupełniono o wykres pudełkowy (rys. 6.15), który obrazuje, że laminaty z matrycą polimerową PBT (A/PBT/25, A/PBT/35 i A/PBT/0/35) cechują się największą zmiennością granicy plastyczności, co świadczy o mniejszej stabilności mechanicznej i większej wrażliwości na niejednorodności strukturalne. Najbardziej powtarzalne wyniki uzyskano natomiast dla laminatów z matrycą PA6, zwłaszcza w laminatach zbrojonych tkaniną o orientacji włókien  $\pm 45^\circ$  (A/PA6/1/35) oraz przy braku zbrojenia włóknami (A/PA6/25 i A/PA6/35), co wskazuje na większą stabilność uplastycznienia i przewidywalność zachowania tych materiałów. Potwierdza to, że laminaty z osnową PA6 sprzyjają uzyskaniu bardziej jednolitej odpowiedzi plastycznej niż laminaty z matrycą PBT, a zbrojenie włóknami pod kątem  $\pm 45^\circ$  nie wprowadza dodatkowych zaburzeń w przebieg uplastycznienia, lecz zachowuje tendencję obserwowaną już w samych kompozytach PBT/CF $\pm 45^\circ$ .



Rys. 6.15. Granica plastyczności  $\sigma_Y$  laminatów

W celu przygotowania danych do analizy statystycznej dotyczącej wpływu konfiguracji kompozytu na wartość granicy plastyczności  $\sigma_Y$ , sprawdzono normalność rozkładu danych przy użyciu testu Kołmogorowa–Smirnowa z estymacją wartości p metodą Monte Carlo. Założenie normalności nie zostało spełnione dla laminatów 5 i 11 ( $p < 0,001$ ). Test Levene’a wykazał brak jednorodności wariancji między grupami (z istotnością  $p = 0,008$ ), w związku z powyższym wykonano test Kruskala–Wallisa. Sformułowano następującą hipotezę zerową: *zmiana rodzaju polimeru, rodzaju wzmocnienia oraz zawartości polimeru nie powoduje istotnych różnic w wartościach  $\sigma_Y$  badanych materiałów*. Analizy przeprowadzono przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ . Wyniki testu Kruskala–Wallisa dla efektów głównych zestawiono w tabeli 6.21. Wartości p-value mniejsze od ustalonego progu istotności zostały wyróżnione pogrubioną czcionką i oznaczają odrzucenie hipotezy zerowej, czyli potwierdzenie, że dany czynnik konfiguracji materiału istotnie wpływa na granicę plastyczności  $\sigma_Y$ .

Tab. 6.21 Wartości p-value dla efektów głównych uzyskane z testu Kruskala–Wallisa

| Efekt              | Ranga                                         | p-value          |
|--------------------|-----------------------------------------------|------------------|
| Rodzaj polimeru    | PA6 – 23,42<br>PBT – 13,58                    | <b>0,005</b>     |
| Wzmocnienie        | brak – 16,00<br>0/90° – 24,75<br>±45° – 14,75 | <b>0,040</b>     |
| Zawartość polimeru | 3,5 mm – 12,08<br>2,5 mm – 24,92              | <b>&lt;0,001</b> |

Przeprowadzony test Kruskala–Wallisa wykazał istotne statystycznie różnice w granicy plastyczności pomiędzy laminatami z różnymi polimerami ( $p = 0,005$ ). Wyższe wartości  $\sigma_Y$  odnotowano w grupie z osnową PA6 (średnia ranga 23,42) w porównaniu z laminatami z PBT (średnia ranga 13,58). Istotny wpływ miała również zawartość polimeru ( $p < 0,001$ ), przy czym laminaty z cieńszą warstwą polimerową (średnia ranga 24,92) osiągały wyraźnie wyższe wartości granicy plastyczności niż układy z grubszą osnową (średnia ranga 12,08). Znaczenie miał także rodzaj wzmocnienia ( $p = 0,040$ ). Najwyższe wartości granicy plastyczności uzyskano w laminatach z włóknami ułożonymi w kierunku 0/90° (średnia ranga 24,75), niższe w układach bez zbrojenia (16,00), a najniższe przy orientacji ±45° (14,75). Testy post-hoc Manna–Whitneya wykazały, że laminaty zbrojone włóknami 0/90° osiągają istotnie wyższą granicę plastyczności niż układy niezbrojone ( $p = 0,049$ ) oraz w jeszcze większym stopniu, niż laminaty z włóknami ±45° ( $p = 0,018$ ).

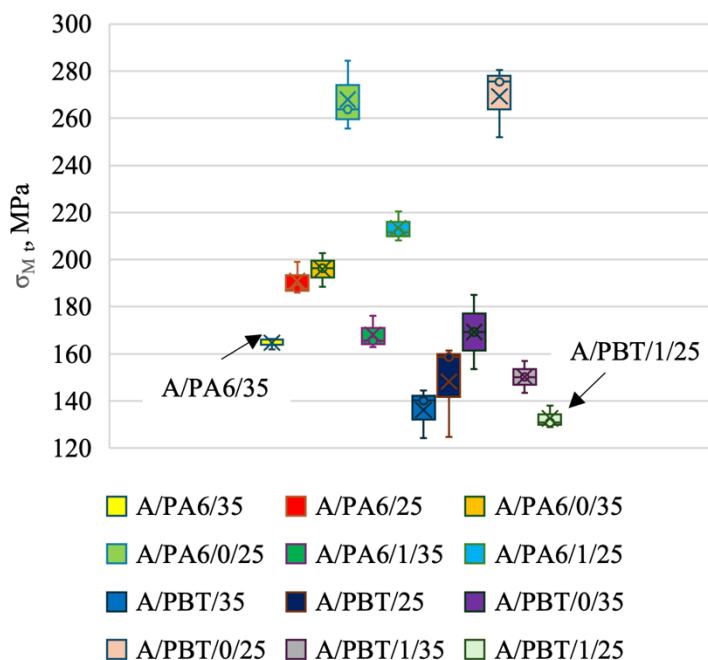
### c. Wytrzymałość na rozciąganie $\sigma_M$

W dalszej kolejności przeprowadzono analizę wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$ , stanowiącej kluczowy parametr w inżynierii mechanicznej. Tabela 6.22 przedstawia wartości  $\sigma_M$  wszystkich analizowanych materiałów warstwowych.

Tab. 6.22. Wytrzymałość na rozciąganie  $\sigma_M$  laminatów

| Materiał   | $\sigma_M$ , MPa |     |     |           |       |
|------------|------------------|-----|-----|-----------|-------|
|            | 1                | 2   | 3   | $\bar{x}$ | s     |
| A/PA6/35   | 166              | 166 | 162 | 164,67    | 2,31  |
| A/PA6/25   | 186              | 199 | 188 | 191,00    | 7,00  |
| A/PA6/0/35 | 188              | 196 | 203 | 195,67    | 7,51  |
| A/PA6/0/25 | 264              | 256 | 284 | 268,00    | 14,42 |
| A/PA6/1/35 | 166              | 176 | 163 | 168,33    | 6,81  |
| A/PA6/1/25 | 221              | 208 | 213 | 214,00    | 6,56  |
| A/PBT/35   | 124              | 140 | 144 | 136,00    | 10,58 |
| A/PBT/25   | 161              | 125 | 159 | 148,33    | 20,23 |
| A/PBT/0/35 | 154              | 169 | 185 | 169,33    | 15,50 |
| A/PBT/0/25 | 280              | 252 | 275 | 269,00    | 14,93 |
| A/PBT/1/35 | 144              | 150 | 157 | 150,33    | 6,51  |
| A/PBT/1/25 | 201              | 201 | 197 | 199,67    | 2,31  |

Najwyższą wytrzymałość na rozciąganie osiągnęły laminaty A/PA6/0/25, A/PBT/0/25, A/PA6/0/35 oraz A/PA6/1/25. Spośród laminatów o najwyższej wytrzymałości na rozciąganie aż 75% stanowią materiały zbrojone tkaniną w kierunku 0/90°, co wskazuje na kluczową rolę kierunkowego zbrojenia. Najniższe wartości wytrzymałości wykazały laminaty A/PA6/1/35, A/PBT/35, A/PBT/25 i A/PBT/1/35. Wspólną cechą tych materiałów jest brak zbrojenia lub orientacja tkaniny  $\pm 45^\circ$ , a także w przeważającej części, obecność kompozytu na bazie PBT jako warstwy rdzeniowej. Warto przytoczyć, że kompozyt z udziałem PBT w badaniach wstępnych wykazywał wyższą wytrzymałość na rozciąganie niż jego odpowiednik z PA6, co wyklucza sam materiał jako przyczynę osłabienia. W tym kontekście niższa wartość  $\sigma_M$  TFML z PBT najprawdopodobniej wynika ze słabej adhezji pomiędzy warstwą kompozytową a aluminium, co mogło prowadzić do wcześniejszej inicjacji rozwarstwienia i obniżenia wytrzymałości całej struktury laminatów. Na podstawie uzyskanych wyników można zauważyć wyraźne zróżnicowanie maksymalnej wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$  w zależności od rodzaju polimeru, obecności i orientacji zbrojenia oraz grubości warstwy polimerowej. Najwyższe wartości maksymalnej wytrzymałości  $\sigma_M$  uzyskały laminaty z włóknami ułożonymi w kierunku 0/90° i z mniejszą zawartością polimeru. W przypadku PA6 było to 268 MPa (A/PA6/0/25), a dla PBT 269 MPa (A/PBT/0/25). Nieco niższe, ale wciąż wysokie wartości odnotowano w laminatach ze zbrojeniem  $\pm 45^\circ$  przy mniejszej zawartości osnowy, np. 214 MPa dla A/PA6/1/25 i 199,67 MPa dla A/PBT/1/25. Najniższymi wartościami odznaczały się laminaty bez zbrojenia, szczególnie z grubszyimi warstwami polimeru, jak A/PBT/35 (136,25 MPa) i A/PA6/35 (164,67 MPa). Porównując rodzaj polimeru w laminacie, zastosowanie PA6 generalnie dawało wyższe wartości  $\sigma_M$  niż zastosowanie PBT. Orientacja włókien miała duże znaczenie ponieważ zbrojenie tkaniną w orientacji 0/90° pozwalało na najlepsze przenoszenie obciążeń, natomiast ułożenie tkaniny pod kątem  $\pm 45^\circ$  dawało niższe wartości  $\sigma_M$  ze względu na większy udział odkształceń ścinających. Brak wzmocnienia w postaci włókien skutkowało najniższą wytrzymałością. Widoczny jest także wpływ zawartości polimeru. Mniejsza zawartość osnowy prowadziła do wyższych wartości  $\sigma_M$  ponieważ udział aluminium w laminacie był wtedy większy. Podsumowując, najwyższe wartości wytrzymałości na rozciąganie mają laminaty z włóknami 0/90° i cieńszymi warstwami polimeru, niezależnie od osnowy. Najsłabsze są natomiast układy bez zbrojenia i z większą zawartością polimeru. W celu uzupełnienia analizy o informacje dotyczące wartości odstających oraz zakresu zmienności wyników wykonano wykres pudełkowy, przedstawiony na rysunku 6.16, z którego wynika, że największy rozrzut zaobserwowano w laminatach A/PBT/25 i A/PBT/0/35, co potwierdza większą zmienność w układach z PBT. Laminaty A/PA6/0/25 oraz A/PBT/0/25 wykazały najwyższe wartości  $\sigma_M$  przy podobnej zmienności wyników. Najmniejszy rozrzut można zaobserwować przy laminatach A/PA6/35 oraz A/PBT/1/25.



Rys. 6.16. Wytrzymałość na rozciąganie  $\sigma_M$  laminatów

Statystyczną ocenę wpływu konfiguracji laminatów na wytrzymałość mechaniczną rozpoczęto od sprawdzenia normalności rozkładu danych testem Kołmogorowa–Smirnowa z estymacją Monte Carlo. We wszystkich przypadkach stwierdzono rozkład normalny ( $p > 0,05$ ). Dla wszystkich analizowanych czynników test Levene’a wykazał brak podstaw do odrzucenia hipotezy zerowej o równości wariancji ( $p > 0,05$ ). W analizie statystycznej dotyczącej  $\sigma_M$  laminatów z uwagi na spełnienie powyższych założeń możliwe było zastosowanie klasycznej jednoczynnikowej analizy wariancji ANOVA. Sformułowano następującą hipotezę zerową: *zmiana rodzaju polimeru, rodzaju wzmocnienia oraz zawartości polimeru nie powoduje istotnych różnic w wartościach  $\sigma_M$ , badanych materiałów*. Analizy przeprowadzono przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ . Wyniki analizy typu ANOVA zestawiono w tabeli 6.23. Wartości p-value mniejsze od ustalonego progu istotności zostały wyróżnione pogrubioną czcionką i oznaczają odrzucenie hipotezy zerowej, czyli potwierdzenie, że rodzaj polimeru, orientacja włókien lub zawartość polimeru istotnie wpływają na wytrzymałość na rozciąganie laminatów.

Tab. 6.23. Wartości p-value dla efektów głównych uzyskane z analizy wariancji ANOVA dla wytrzymałości na rozciąganie  $\sigma_M$

| Efekt              | p-value |
|--------------------|---------|
| Rodzaj polimeru    | 0,141   |
| Wzmocnienie        | <0,001  |
| Zawartość polimeru | <0,001  |

Przeprowadzona analiza wykazała, że rodzaj polimeru nie miał istotnego wpływu na wytrzymałość na rozciąganie. Natomiast rodzaj wzmocnienia oraz zawartość polimeru okazały się czynnikami istotnymi statystycznie. W przypadku zawartości polimeru analiza średnich wartości wykazała, że wyższe wartości wytrzymałości na rozciąganie osiągnęły laminaty o mniejszej zawartości polimeru (2,5 mm) w porównaniu do laminatów o grubszej warstwie polimerowej (3,5 mm). Z uwagi na to, że czynnik jakim jest rodzaj wzmocnienia obejmował więcej niż dwie grupy (brak wzmocnienia, 0/90°, ±45°), wykonano dodatkowo testy post-hoc Tukeya HSD w celu określenia, które grupy różnią się między sobą. Analiza wykazała, że istotne różnice występują pomiędzy laminatami bez wzmocnienia a próbkami wzmocnionymi tkaniną o orientacji włókien 0/90° ( $p=0,012$ ) oraz bez wzmocnienia a laminatami zbrojonymi w układzie ±45° ( $p < 0,001$ ). Natomiast różnice pomiędzy próbkami wzmocnionymi pod kątem 0/90° i ±45° nie były istotne statystycznie ( $p=0,246$ ). Oznacza to, że kluczowe znaczenie ma sam fakt zastosowania wzmocnienia, który znacząco podnosi wytrzymałość na rozciąganie laminatów w porównaniu z próbkami bez zbrojenia, natomiast orientacja tkaniny (0/90° lub ±45°) nie różnicowała wyników w sposób istotny statystycznie.

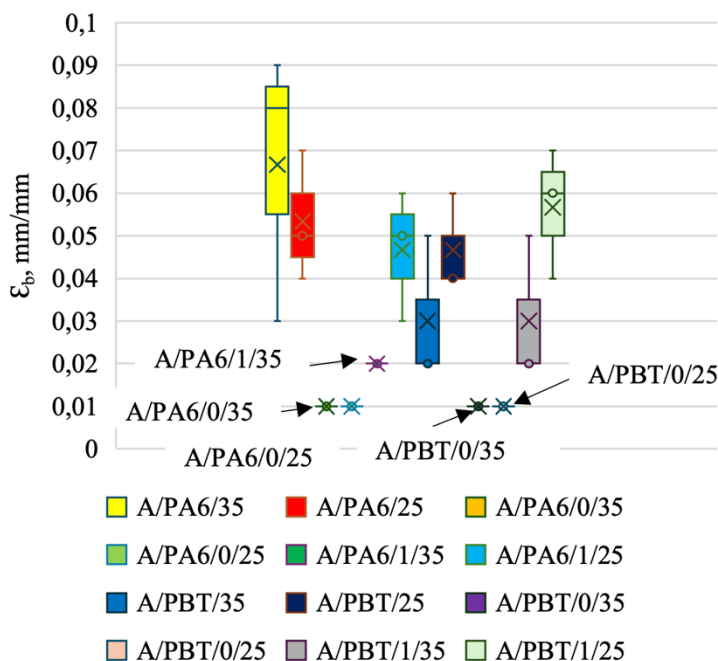
#### **d. Maksymalne odkształcenie do zniszczenia $\epsilon_b$**

Ostatnią analizowaną właściwością mechaniczną, wyznaczoną w statycznej próbie rozciągania dla wszystkich badanych materiałów warstwowych, było maksymalne odkształcenie do zniszczenia  $\epsilon_b$ , którego wartości zestawiono w tabeli 6.24.

Najwyższe wartości  $\epsilon_b$  wykazują laminaty A/PA6/35, A/PA6/25 oraz A/PBT/1/25. W przypadku laminatów A/PA6/35 i A/PA6/25, warstwę pośrednią stanowił czysty PA6, który podczas badań wstępnych wykazał się dużą podatnością na odkształcenie co uzasadnia podwyższone wartości maksymalnego odkształcenia do zniszczenia ww. materiałów warstwowych. Natomiast laminat A/PBT/1/25 zawierał osnowę PBT, ale zastosowano w nim wzmocnienie tkaniny o ukierunkowaniu ±45°, które sprzyja większym odkształceniom dzięki możliwościom ścinania i rozpraszania naprężeń wewnętrznych. Dla porównania, wzmocnienie w orientacji 0/90°, zastosowane w laminatach A/PA6/0/35, A/PA6/0/25, A/PBT/0/35 i A/PBT/0/25 ograniczały odkształcenia, co skutkowało niskimi wartościami  $\epsilon_b$ . W celu zobrazowania zmienności wyników, rysunek 6.17 przedstawiono wykres skrzynkowy maksymalnego odkształcenia do zniszczenia dla wszystkich analizowanych laminatów.

Tab. 6.24. Maksymalne odkształcenie do zniszczenia  $\epsilon_b$  laminatów

| Materiał   | $\epsilon_b$ , mm/mm |      |      |           |      |
|------------|----------------------|------|------|-----------|------|
|            | 1                    | 2    | 3    | $\bar{x}$ | s    |
| A/PA6/35   | 0,09                 | 0,08 | 0,03 | 0,07      | 0,03 |
| A/PA6/25   | 0,05                 | 0,07 | 0,04 | 0,06      | 0,01 |
| A/PA6/0/35 | 0,01                 | 0,01 | 0,01 | 0,01      | 0,00 |
| A/PA6/0/25 | 0,01                 | 0,01 | 0,01 | 0,01      | 0,00 |
| A/PA6/1/35 | 0,02                 | 0,02 | 0,02 | 0,02      | 0,00 |
| A/PA6/1/25 | 0,03                 | 0,05 | 0,06 | 0,05      | 0,01 |
| A/PBT/35   | 0,02                 | 0,02 | 0,05 | 0,03      | 0,02 |
| A/PBT/25   | 0,04                 | 0,06 | 0,04 | 0,05      | 0,01 |
| A/PBT/0/35 | 0,01                 | 0,01 | 0,01 | 0,01      | 0,00 |
| A/PBT/0/25 | 0,01                 | 0,01 | 0,01 | 0,01      | 0,00 |
| A/PBT/1/35 | 0,02                 | 0,02 | 0,05 | 0,03      | 0,01 |
| A/PBT/1/25 | 0,06                 | 0,04 | 0,07 | 0,06      | 0,01 |



Rys. 6.17. Maksymalne odkształcenie do zniszczenia  $\epsilon_b$  laminatów

Laminaty A/PA6/35, A/PA6/25, A/PBT/1/35 i A/PBT/1/25 wykazują największą zmienność wyników, a laminaty A/PA6/0/35 i A/PA6/0/25, A/PBT/0/35 i A/PBT/0/25 charakteryzują się zerowym lub bardzo niskim rozrzutem. W trakcie analizy rozrzutu wyników uzyskanych w statycznej próbie rozciągania właściwości mechanicznych zauważono, że wybrane materiały warstwowe nie zachowują się spójnie we wszystkich przypadkach.

Na przykład laminat A/PA6/35, który składa się z niezbrojonego PA6 miał niski rozrzut wartości modułu sprężystości, granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie, ale jednocześnie duży rozrzut wyników maksymalnego odkształcenia do zniszczenia. Podobnie zachowywały się laminaty A/PA6/25 i A/PBT/1/25, co może świadczyć o tym, że materiał zachowywał się analogicznie w początkowej fazie obciążenia, ale końcowy etap pękania przebiegał mniej stabilnie. Odwrotnie było w laminatach A/PA6/0/35 i A/PA6/1/35, gdzie występował duży rozrzut wartości  $E_t$ , ale mały rozrzut  $\epsilon_b$ . W omawianym przypadku końcowy mechanizm zniszczenia mógł przebiegać zawsze według podobnego schematu, np. przez szybkie, kruche pęknięcie. Te różnice pokazują, że powtarzalność heterogenicznego materiału nie zawsze dotyczy wszystkich właściwości, dlatego przy ocenie jego przydatności do zastosowań konstrukcyjnych trzeba brać pod uwagę nie tylko wartości średnie, ale też zmienność wyników w każdej fazie jego pracy.

Analizę statystyczną przeprowadzono zgodnie ze schematem postępowania przyjętym dla pozostałych właściwości mechanicznych. W pierwszej kolejności sprawdzono normalność rozkładu danych testem Kołmogorowa–Smirnowa z estymacją Monte Carlo. We wszystkich przypadkach potwierdzono rozkład normalny. Tak jak w przypadku pozostałych właściwości zarejestrowanych podczas statycznej próby rozciągania laminatów, test Levene’a wykazał istotną niejednorodność wariancji między grupami w testach opartych na średnich, co wskazuje na niespełnienie tego założenia. Zgodnie z przyjętym wcześniej podejściem, zastosowano analizę Welch ANOVA (tab. 6.25) oraz test Tamhane’a, a także sformułowano następującą hipotezę zerową: *zmiana rodzaju polimeru, rodzaju wzmocnienia oraz zawartości polimeru nie powoduje istotnych różnic w wartościach  $\epsilon_b$  badanych materiałów*. Analizy przeprowadzono przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ . Wartości p-value mniejsze od ustalonego progu istotności zostały wyróżnione pogrubioną czcionką i oznaczają odrzucenie hipotezy zerowej, co wskazuje, że rodzaj polimeru, orientacja włókien lub zawartość polimeru istotnie wpływają na odkształcenie do zniszczenia laminatów.

Tab. 6.25. Wartości p-value dla efektów głównych uzyskane z analizy Welch ANOVA dla maksymalnego odkształcenia do zniszczenia  $\epsilon_b$

| Efekt              | p-value          |
|--------------------|------------------|
| Rodzaj polimeru    | 0,626            |
| Wzmocnienie        | <b>&lt;0,001</b> |
| Zawartość polimeru | 0,233            |

Analiza Welch ANOVA wykazała istotny wpływ rodzaju wzmocnienia na maksymalne odkształcenie do zniszczenia. Dalsza analiza post-hoc wykazała, że maksymalne odkształcenie do zniszczenia istotnie różniło się pomiędzy próbkami bez wzmocnienia a tymi z układem 0/90° (p-value<0,001), a także pomiędzy układem  $\pm 45^\circ$  i 0/90° (p-value<0,001). Różnica między próbkami bez wzmocnienia a układem  $\pm 45^\circ$  nie była statystycznie istotna



(p-value=0,515). Wyniki te wskazują, że wprowadzenie włókien w układzie 0/90° istotnie ogranicza deformowalność kompozytów, prowadząc do bardziej kruchego charakteru zniszczenia, natomiast układ  $\pm 45^\circ$  pozwala zachować zdolność do odkształceń zbliżoną do osnowy polimerowej.

**e. Moduł sprężystości wzdłużnej właściwy  $E_{spec}$  oraz wytrzymałość właściwa  $\sigma_{spec}$ .** Na podstawie wyznaczonych wartości gęstości oraz wyznaczonych modułu sprężystości wzdłużnej i wytrzymałości na rozciąganie, obliczono moduł sprężystości wzdłużnej właściwy  $E_{spec}$  oraz wytrzymałość właściwą  $\sigma_{spec}$ . Moduł właściwy określa się jako iloraz modułu sprężystości i gęstości materiału (równanie 6.2), a wytrzymałość właściwą definiuje się jako stosunek wytrzymałości na rozciąganie do gęstości (równanie 6.3), [440]. Umożliwiają one porównywanie materiałów z uwzględnieniem ich sztywności i wytrzymałości w odniesieniu do masy, co ma znaczenie w przemyśle [441], gdzie istotne jest ograniczenie ciężaru konstrukcji. Wskaźniki te zebrano w tabeli 6.26.

$$E_{spec} = \frac{E_t}{\rho} \quad (6.2)$$

$$\sigma_{spec} = \frac{\sigma_M}{\rho} \quad (6.3)$$

gdzie:

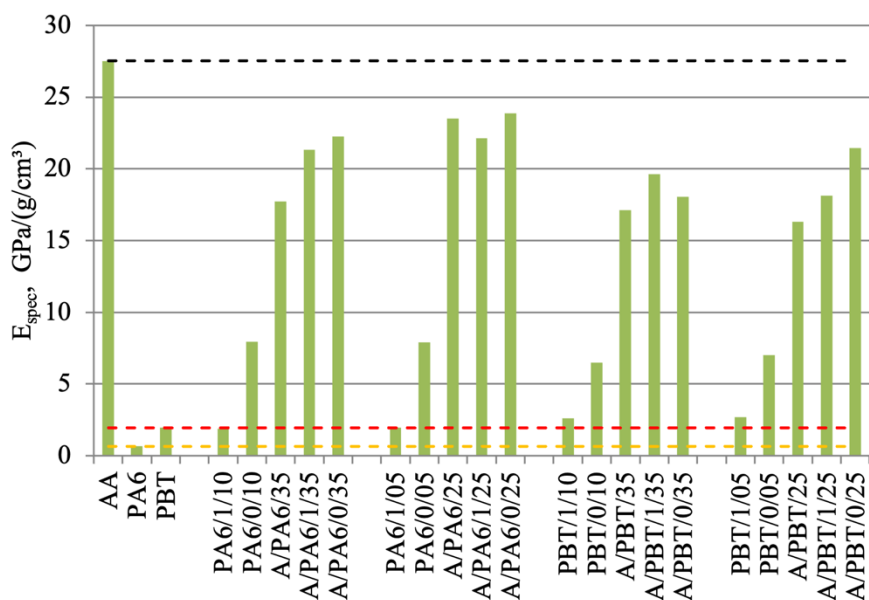
- $E_{spec}$  – moduł właściwy,
- $\sigma_{spec}$  – wytrzymałość właściwa
- $E_t$  – moduł sprężystości wzdłużnej
- $\sigma_M$  – wytrzymałość na rozciąganie,
- $\rho$  – gęstość

Tab. 6.26. Moduł sprężystości wzdłużnej właściwy  $E_{\text{spec}}$  oraz wytrzymałość właściwa  $\sigma_{\text{spec}}$  materiałów bazowych, kompozytów CFRTP oraz laminatów TFML

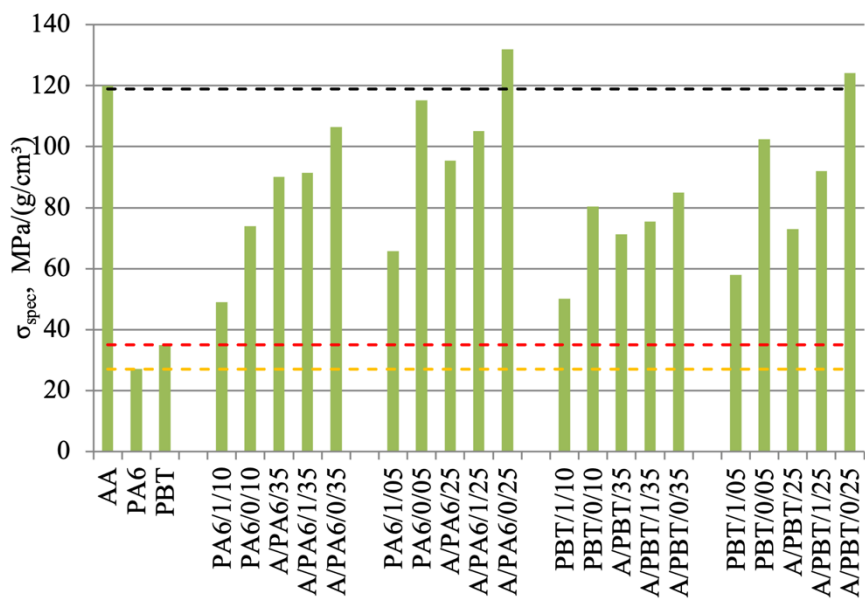
| Materiał   | $E_{\text{spec}}$ , GPa/(g/cm <sup>3</sup> ) | $\sigma_{\text{spec}}$ , MPa/(g/cm <sup>3</sup> ) |
|------------|----------------------------------------------|---------------------------------------------------|
| AA         | 27,53                                        | 119,99                                            |
| PA6        | 0,68                                         | 27,06                                             |
| PBT        | 1,95                                         | 35,02                                             |
| PA6/1/10   | 1,88                                         | 49,02                                             |
| PA6/0/10   | 7,96                                         | 73,84                                             |
| A/PA6/35   | 17,73                                        | 90,03                                             |
| A/PA6/1/35 | 21,34                                        | 91,42                                             |
| A/PA6/0/35 | 22,27                                        | 106,46                                            |
| PA6/1/05   | 1,96                                         | 65,67                                             |
| PA6/0/05   | 7,89                                         | 115,30                                            |
| A/PA6/25   | 23,51                                        | 95,45                                             |
| A/PA6/1/25 | 22,15                                        | 105,14                                            |
| A/PA6/0/25 | 23,88                                        | 131,96                                            |
| PBT/1/10   | 2,62                                         | 50,13                                             |
| PBT/0/10   | 6,51                                         | 80,33                                             |
| A/PBT/35   | 17,11                                        | 71,28                                             |
| A/PBT/1/35 | 19,65                                        | 75,48                                             |
| A/PBT/0/35 | 18,07                                        | 85,06                                             |
| PBT/1/05   | 2,68                                         | 57,99                                             |
| PBT/0/05   | 7,03                                         | 102,48                                            |
| A/PBT/25   | 16,31                                        | 73,06                                             |
| A/PBT/1/25 | 18,12                                        | 92,06                                             |
| A/PBT/0/25 | 21,43                                        | 124,08                                            |

Dla pełniejszej analizy porównawczej wyniki te zaprezentowano również graficznie na rysunkach 6.18 i 6.19, gdzie dodatkowo naniesiono liniami przerywanymi wartości referencyjne materiałów bazowych, umożliwiające odniesienie zachowania kompozytów i laminatów do ich komponentów.

Wśród materiałów bazowych najwyższe wartości parametrów uzyskano dla aluminium ( $E_{\text{spec}} = 27,53$ ,  $\sigma_{\text{spec}} = 119,99$  MPa/(g/cm<sup>3</sup>)), podczas gdy polimery charakteryzowały się znacząco niższymi wartościami: PA6 ( $E_{\text{spec}} = 0,68$ ,  $\sigma_{\text{spec}} = 27,06$ ) oraz PBT ( $E_{\text{spec}} = 1,95$ ,  $\sigma_{\text{spec}} = 35,02$ ). Dodatek włókien węglowych wyraźnie poprawił właściwości polimerów. Najbardziej korzystny efekt obserwuje się dla kompozytów wzmocnionych tkaniną o orientacji 0/90°, gdzie wartości osiągnęły odpowiednio np. dla PA6/0/05 ( $E_{\text{spec}} = 7,89$  i  $\sigma_{\text{spec}} = 115,30$ ) oraz PBT/0/05 ( $E_{\text{spec}} = 7,03$  i  $\sigma_{\text{spec}} = 102,48$ ). Kompozyty zbrojone tkaniną o ułożeniu wiązek włókien pod kątem  $\pm 45^\circ$  również zwiększyły parametry w stosunku do polimerów czystych, jednak w mniejszym stopniu, np. PA6/1/05 ( $E_{\text{spec}} = 1,96$  i  $\sigma_{\text{spec}} = 65,67$ ) oraz PBT/1/05 ( $E_{\text{spec}} = 2,68$  i  $\sigma_{\text{spec}} = 57,99$ ). Wyniki te potwierdzają zasadność łączenia kompozytów CFRTP z aluminium.



Rys. 6.18. Moduł właściwy badanych materiałów w odniesieniu do wartości referencyjnych materiałów bazowych: AA (linia czarna kreskowana), PA6 (linia pomarańczowa kreskowana) oraz PBT (linia czerwona kreskowana)



Rys. 6.19. Wytrzymałość właściwa badanych materiałów w odniesieniu do wartości referencyjnych materiałów bazowych: AA (linia czarna kreskowana), PA6 (linia pomarańczowa kreskowana) oraz PBT (linia czerwona kreskowana)

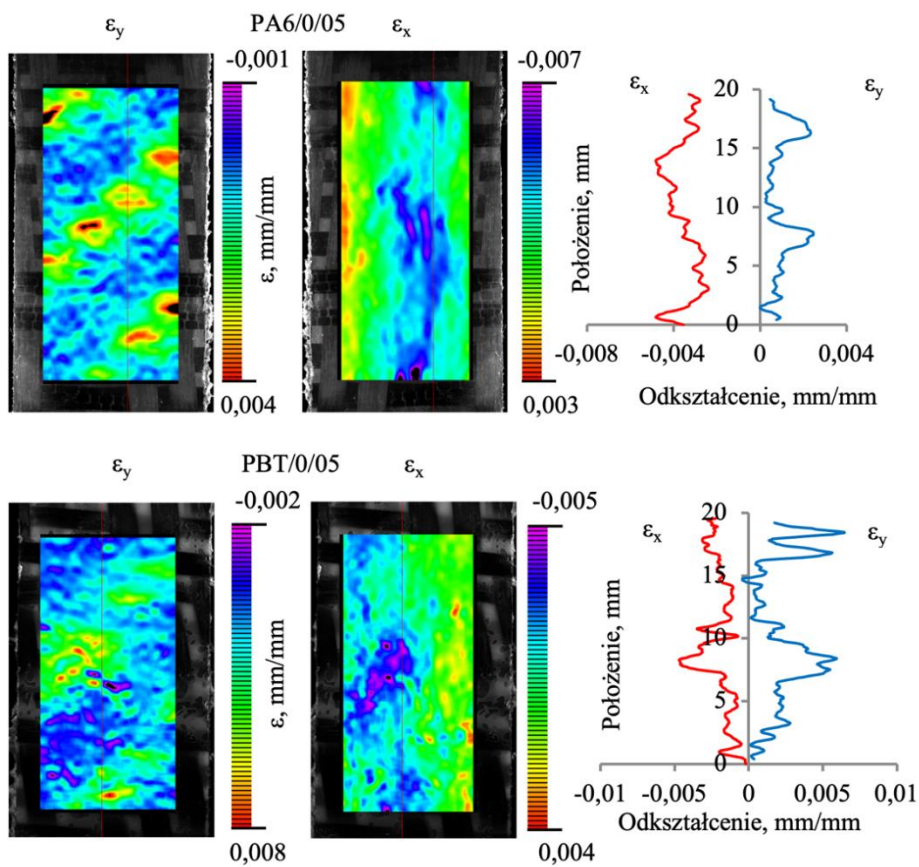
Analiza laminatów TFML wykazała, że najwyższe wartości osiągają laminaty z cieńszą warstwą polimeru i orientacją włókien  $0/90^\circ$ , tj. A/PA6/0/25 ( $E_{\text{spec}} = 23,88$ ,  $\sigma_{\text{spec}} = 131,96$  oraz A/PBT/0/25 ( $E_{\text{spec}} = 21,43$ ,  $\sigma_{\text{spec}} = 124,08$ ). Laminaty z włóknami ułożonymi w orientacji  $\pm 45^\circ$  charakteryzują się niższymi wartościami, np. A/PA6/1/25 ( $E_{\text{spec}} = 22,15$ ,  $\sigma_{\text{spec}} = 105,14$ ) oraz A/PBT/1/25 ( $E_{\text{spec}} = 18,12$  GPa,  $\sigma_{\text{spec}} = 92,06$ ). Najniższe parametry uzyskano dla laminatów bez zbrojenia w postaci CF, zwłaszcza przy większej grubości warstwy polimerowej: A/PA6/35 ( $E_{\text{spec}} = 17,73$  GPa,  $\sigma_{\text{spec}} = 90,0$ ) oraz A/PBT/35 ( $E_{\text{spec}} = 17,11$  i  $\sigma_{\text{spec}} = 71,28$ ). We wszystkich przypadkach zmniejszenie grubości polimeru z 3,5 do 2,5 mm skutkowało poprawą wartości zarówno  $E_{\text{spec}}$ , jak i  $\sigma_{\text{spec}}$ . Porównanie z aluminium wykazało, że żaden laminat nie przewyższa jego wartości referencyjnej w zakresie  $E_{\text{spec}}$ , jednak laminaty A/PA6/0/25 oraz A/PA6/25 osiągają wartości najbardziej zbliżone. W przypadku  $\sigma_{\text{spec}}$ , dwa laminaty: A/PA6/0/25 i A/PBT/0/25 osiągnęły wartości wyższe niż aluminium. Najbliższą, choć nieco niższą wartość w stosunku do aluminium osiągnął laminat A/PA6/1/25, gdzie  $\sigma_{\text{spec}} = 105,14$ . Niższe wartości zaobserwowano dla A/PA6/1/35, gdzie  $\sigma_{\text{spec}} = 91,42$ , a następnie dla A/PBT/1/25, gdzie  $\sigma_{\text{spec}} = 92,06$ , co wskazuje, że PA6 w laminatach wykazuje korzystniejsze właściwości w zakresie wytrzymałości właściwej niż PBT. Ponadto, wysokie wartości  $\sigma_{\text{spec}}$  kompozytów z włóknami pod kątem  $0/90^\circ$  pokazują, że same kompozyty mogą osiągać bardzo korzystne parametry. Można więc przypuszczać, że w laminatach potencjał ten mógłby zostać jeszcze lepiej wykorzystany, jednak efektywność przenoszenia obciążeń jest w dużej mierze uzależniona od jakości połączenia z warstwami metalicznymi.

### 6.3. ROZKŁADY ODKSZTAŁCEŃ

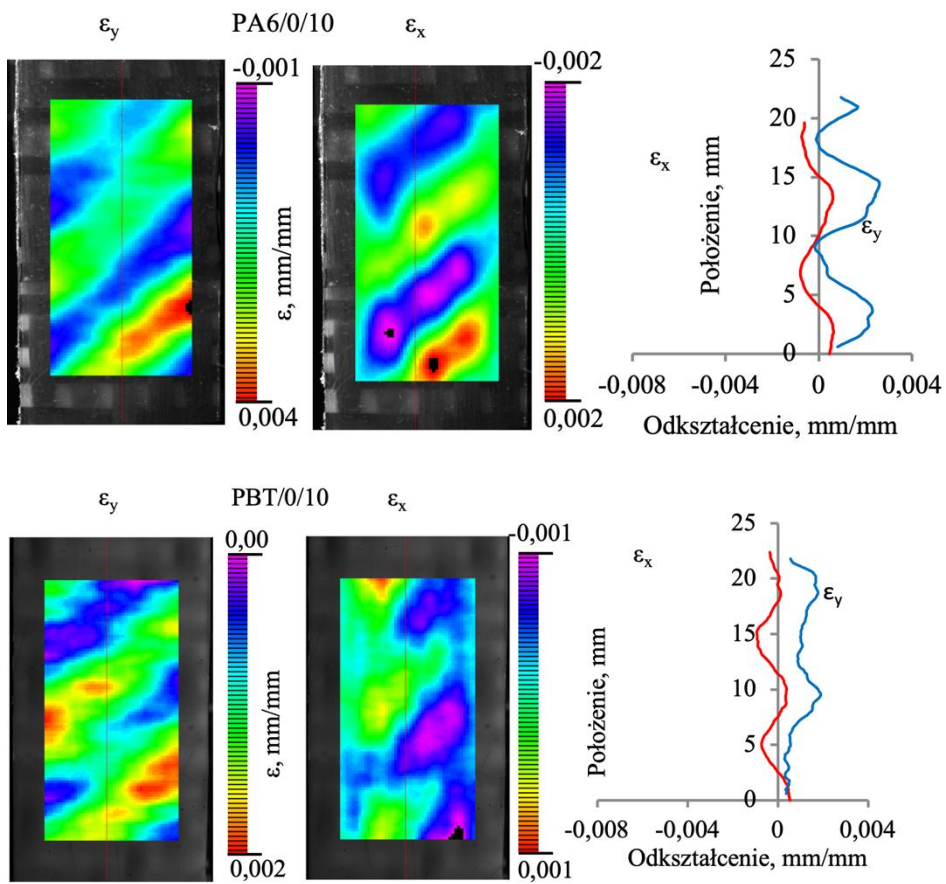
W celu oceny wpływu niejednorodności struktury na właściwości mechaniczne, analizowano rozkłady odkształceń podczas statycznej próby rozciągania dla materiałów bazowych i laminatów z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu.

#### 6.3.1. Kompozyty termoplastyczne

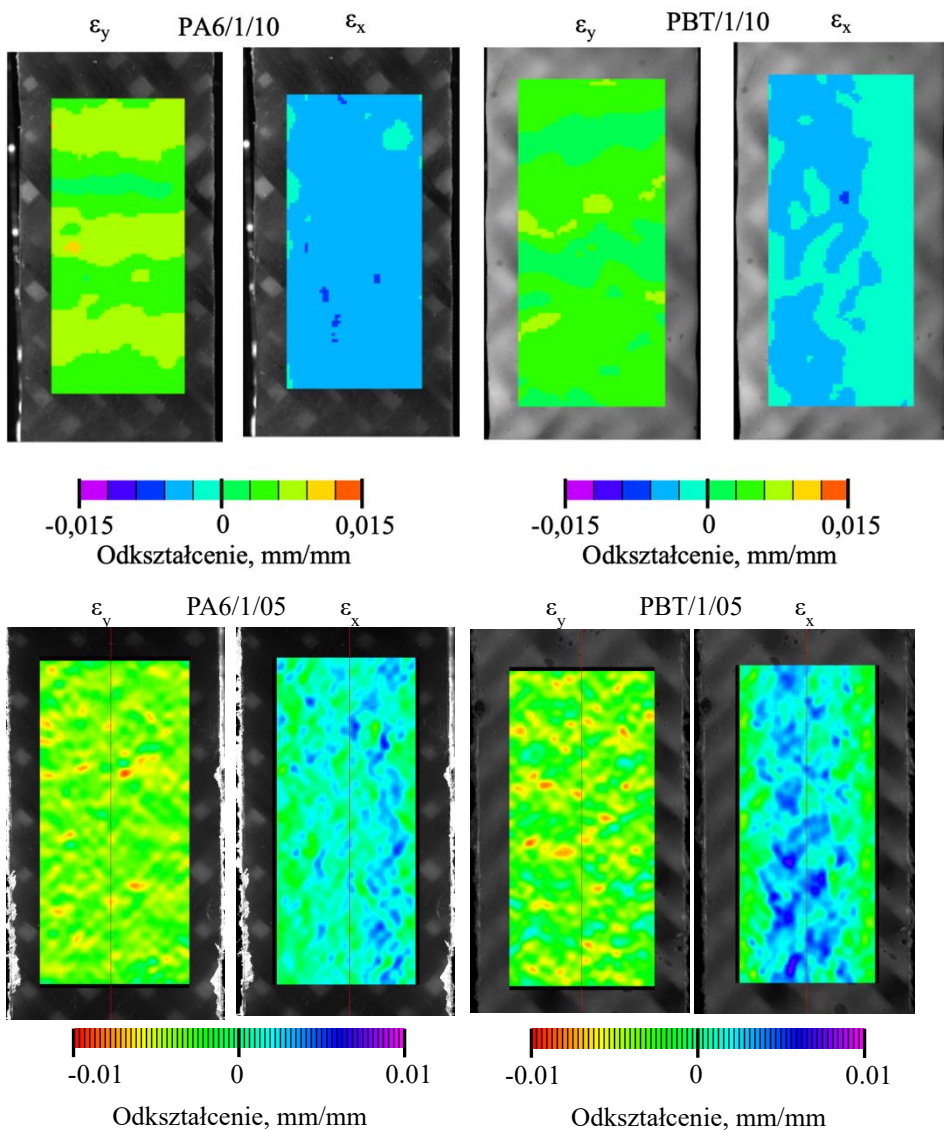
W przypadku kompozytów termoplastycznych analizie poddano rozkłady odkształceń wyznaczone podczas statycznej próby rozciągania przy naprężeniu równym 10 MPa. Wybrano wartość 10 MPa ponieważ mieści się ona w zakresie sprężystym wszystkich badanych materiałów, co umożliwi ich bezpośrednie porównanie bez wpływu uszkodzeń. Rozkłady odkształceń  $\varepsilon_y$  i  $\varepsilon_x$  dla poszczególnych typów kompozytów przedstawiono na rysunkach 6.20a-c.



Rys.6.20 a) Rozkłady i profile odkształceń w kompozytach CFRTP o grubości 0,5 mm



Rys.6.20 b) Rozkłady i profile odkształceń w kompozytach CFRTP o grubości 1,0 mm



Rys. 6.20 c). Rozkłady odkształceń  $\epsilon_y$  i  $\epsilon_x$  w próbkach kompozytowych

Analizując odkształcenia kompozytów, można dostrzec wyraźne zależności od geometrii wzmocnienia. W przypadku kompozytów z włóknami ułożonymi pod kątem  $\pm 45^\circ$  (materiały PA6/1/10, PA6/1/05, PBT/1/10 i PBT/1/05), zarówno z matrycą PA6 jak i PBT można zauważyć, że rozkłady odkształceń są na ogół jednorodne. Odkształcenia  $\epsilon_y$  przyjmują wartości dodatnie na całym mierzonym obszarze, co świadczy o rozciąganiu materiału w kierunku obciążenia. Natomiast odkształcenia  $\epsilon_x$  są odkształceniami ściskającymi, co jest naturalną reakcją materiału na rozciąganie osiowe. Grubość próbki nie wpływa znacząco

na ogólny, jednorodny charakter rozkładów odkształceń, jednak w przypadku cieńszych próbek, a więc o mniejszej zawartości matrycy polimerowej, bardziej uwidaczniają się pasma włókien ułożonych pod kątem  $\pm 45^\circ$ . W takich przypadkach wyraźniejsze są lokalne obszary rozciągające, które pojawiają się pomiędzy wiązkami włókien. Ponadto w cieńszych próbkach odkształcenia  $\varepsilon_y$  wykazują silniejsze zróżnicowanie przestrzenne, odzwierciedlając geometrię tkaniny, co sugeruje bardziej bezpośredni wpływ architektury wzmocnienia na rozkład deformacji w materiale.

W przypadku kompozytów z układem włókien  $0/90^\circ$ , próbki wykazują względnie uporządkowany rozkład odkształceń  $\varepsilon_y$  i  $\varepsilon_x$ , który przyjmuje formę quasi-sinusoidalną. Z porównania map odkształceń ze strukturą wiązek włókien w tkaninie wynika, że koncentracja odkształceń jest związana z układem włókien osnowy i wątku tkaniny. Ponadto odkształcenia o takim samym charakterze (rozciągające lub ściskające) układają się skośnie z określonym odstępem. Taki charakter odkształceń jest związany ze specyfiką splotu TWILL 2x2 zastosowanej tkaniny z włókna węglowego. Otrzymane rozkłady odkształceń są zgodne pod względem ich postaci z wynikami badań eksperymentalnych oraz numerycznych kompozytu epoksydowo-węglowego opisanymi w pracy [268]. Według jej Autorów, największe odkształcenie występuje na przecięciach przędz wątku i osnowy. Powodem jest to, że zlokalizowane odkształcenie występuje w obszarze bogatym w żywicę, ponieważ moduł tam jest znacznie niższy niż w strefie włókien. W przypadku odkształceń poprzecznych, ich koncentracje zlokalizowane są w obszarach osnowy. Według Autorów jest tak, ponieważ dominującą rolę w przenoszeniu obciążenia odgrywają włókna osnowy tkaniny, a znaczne odkształcenie poprzeczne powstają ze względu na wartość współczynnika Poissona. Natomiast udział włókien wątku tkaniny jest znikomy. Z tego powodu odkształcenia poprzeczne w włóknach osnowy są znacznie mniejsze niż w przypadku włókien wątku.

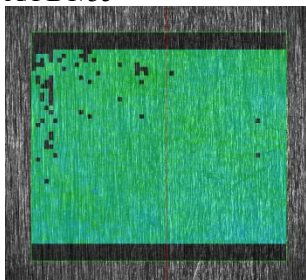
Analiza map odkształceń w próbkach kompozytu o układzie  $0/90^\circ$  i grubości 1,0 mm wskazuje na jego jeszcze jedną specyficzną cechę. Występują w nim bowiem obszary, w których zarówno odkształcenia wzdłużne ( $\varepsilon_y$ ), jak i poprzeczne ( $\varepsilon_x$ ) mają w trakcie osiowego rozciągania wartość dodatnią. Tego typu właściwości są charakterystyczne dla materiałów określanych jako „metamaterials”, jednak w przypadku analizowanych kompozytów mają one tylko charakter lokalny i nie przekładają się na ich właściwości globalne, w tym przede wszystkim na liczbę Poissona.

### 6.3.2. Laminaty TFML

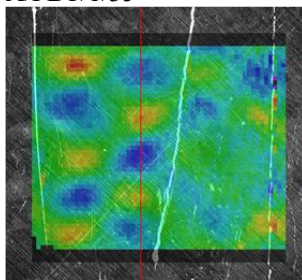
Mapy odkształceń laminatów analizowano na poziomie 5 kN, co w zależności od rodzaju laminatu, odpowiadało naprężeniom w zakresie 100 – 150 MPa, a które dla wszystkich analizowanych struktur warstwowych mieściło się w zakresie sprężystym. Rysunek 6.21 przedstawia wybrane mapy odkształceń oraz profile odkształcenia wzdłuż przekrojów pionowych laminatów.



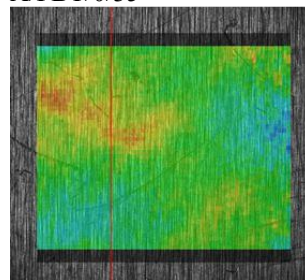
A/PBT/35



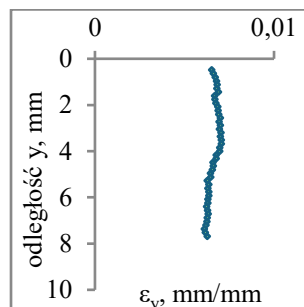
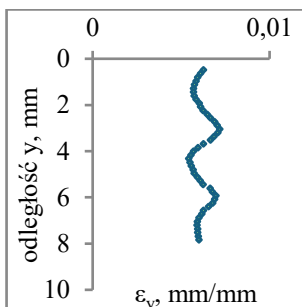
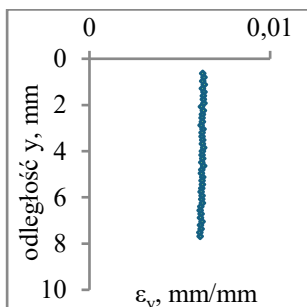
A/PBT/1/35



A/PBT/0/35

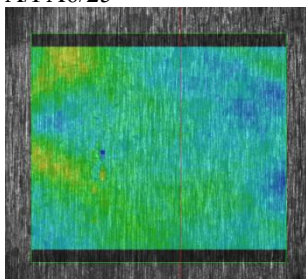


0,005 mm/mm 0,0075 mm/mm

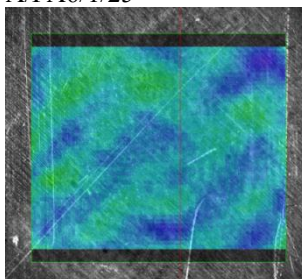


Rys. 6.21a) Rozkłady i profile odkształceń w laminacie TFML o grubości 3,5 mm

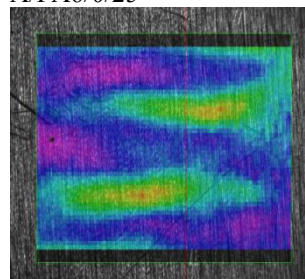
A/PA6/25



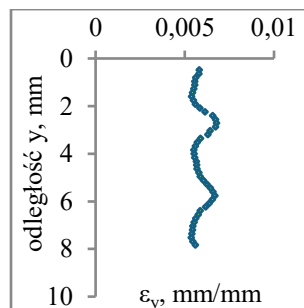
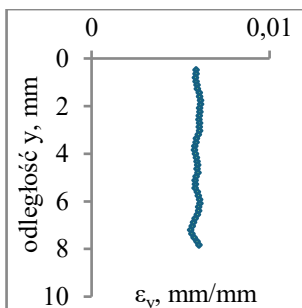
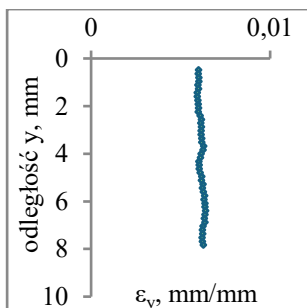
A/PA6/1/25

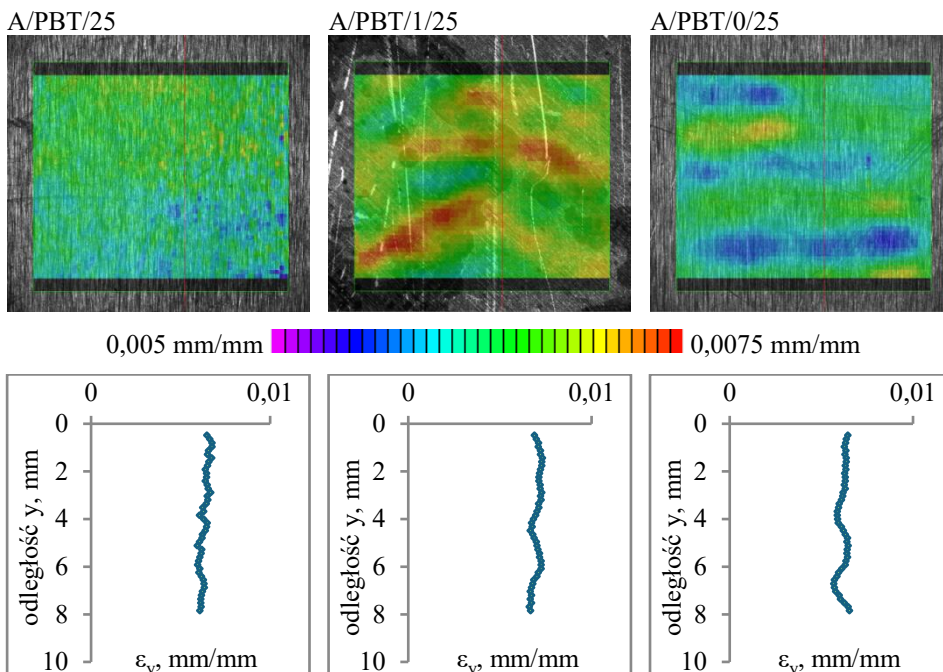


A/PA6/0/25



0,005 mm/mm 0,0075 mm/mm





Rys. 6.21 b). Rozkłady i profile odkształceń w laminatach TFML o grubości 2,5 mm

Podobnie jak w przypadku kompozytu CFRTP, analiza rozkładów odkształceń w próbkach laminatów TFML pozwala zauważyć ich równomierny rozkład w przypadku braku wzmocnienia polimeru oraz niejednorodność rozkładu w przypadku warstw polimerowych zbrojonych tkaniną węglową. Oznacza to, że pomimo zastosowania warstw aluminiowych, niejednorodność właściwości kompozytu CFRTP przenosi się także na laminat TFML.

Należy jednak zauważyć, że chociaż na obserwowanej powierzchni próbek pojawiają się charakterystyczne schematy odkształceń uzależnione od kierunku ułożenia tkaniny w warstwach kompozytowych, to jednak efekt ten jest nieco odmienny w stosunku do kompozytu CFRTP.

Główna różnica polega na innym ułożeniu pasm odkształceń o podobnej wartości względem kierunku obciążenia próbek. W obydwu przypadkach orientacji zbrojenia warstw polimerowych, koncentracje odkształceń w przecięciach włókien wątku i osnowy tkaniny łączą się w pasma o kierunku zgodnym z kierunkiem orientacji tkaniny. Dotyczy to zarówno mniejszej, jak i większej grubości próbek, przy czym w przypadku grubości 3,5 mm miejsca przecięć są nieco wyraźniej widoczne.

Wyznaczone rozkłady odkształceń potwierdzają, że geometria tkaniny wpływa na kształtowanie pola odkształceń już w zakresie sprężystym. Przebieg odkształcenia o charakterze falistym lub sinusoidalnym występuje zarówno w laminatach ze zbrojeniem  $0/90^\circ$ , jak i  $\pm 45^\circ$ . W przypadku układów  $0/90^\circ$  (np. laminaty A/PA6/0/25, A/PBT/0/25) pasmowość i oscylacje wiążą

się z kierunkowym przenoszeniem obciążeń wzdłuż włókien. Z kolei w laminatach  $\pm 45^\circ$  (np. A/PBT/1/35, A/PBT/1/25), falisty charakter odkształcenia wynika z ukośnej geometrii układu włókien i ich rotacji. Należy więc podkreślić, że obecność sinusoidalnego przebiegu nie jest wyłącznie cechą włókien ułożonych równolegle do kierunku rozciągania, lecz ogólną cechą laminatów z wyraźną anizotropią i aktywnym udziałem zbrojenia we wczesnym etapie deformacji.

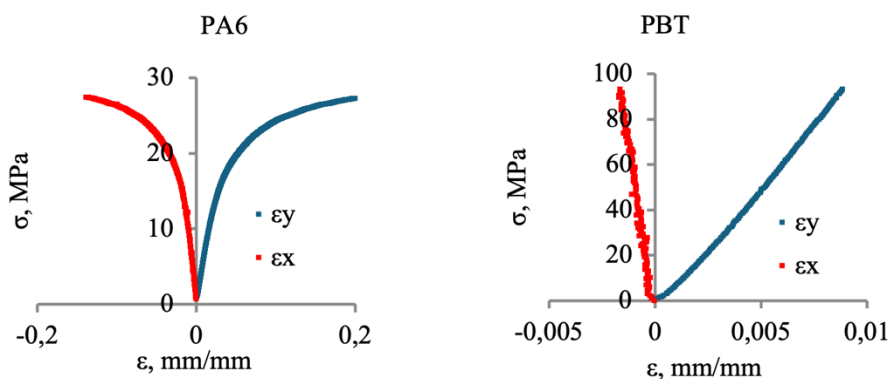
Analiza wpływu rodzaju osnowy wskazuje, że ma on podobny charakter dla PA6 i PBT. W laminatach z PBT występują jednak nieco wyższe lokalne odkształcenia niż w układach z PA6, co odpowiada wcześniejszym obserwacjom w kompozytach.

## 6.4. WSPÓŁCZYNNIK POISSONA

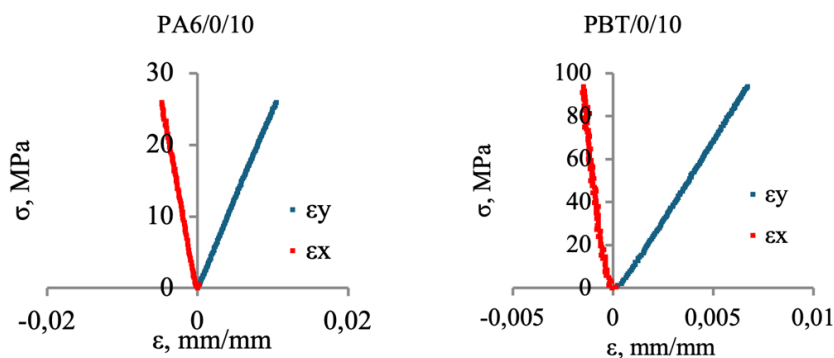
Zgodnie z wcześniej opisanym przebiegiem badań, podczas statycznych prób rozciągania zastosowano metodę cyfrowej korelacji obrazu, która umożliwiła rejestrację odkształceń wzdłużnych i poprzecznych. Analizę przeprowadzono zarówno dla tkanych kompozytów termoplastycznych, jak i dla laminatów z udziałem wcześniej wspomnianych kompozytów. Na podstawie uzyskanych danych obliczono wartości współczynników Poissona dla poszczególnych materiałów.

### 6.4.1. Materiały bazowe i kompozyty CF RTP

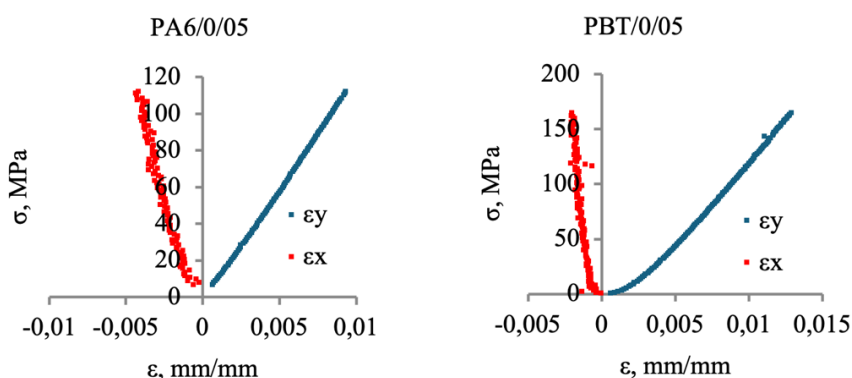
Analiza współczynnika Poissona objęła zarówno kompozyty termoplastyczne wzmacniane tkaniną, jak i odpowiadające im materiały bazowe, tj. niewzmocnione polimery. Przebiegi zależności  $\sigma$ – $\epsilon_x$  i  $\sigma$ – $\epsilon_y$  przedstawiono na rysunku 6.22a-e, natomiast pełne zestawienie wartości  $\nu$  dla poszczególnych konfiguracji materiałów zawarto w tabeli 6.27.



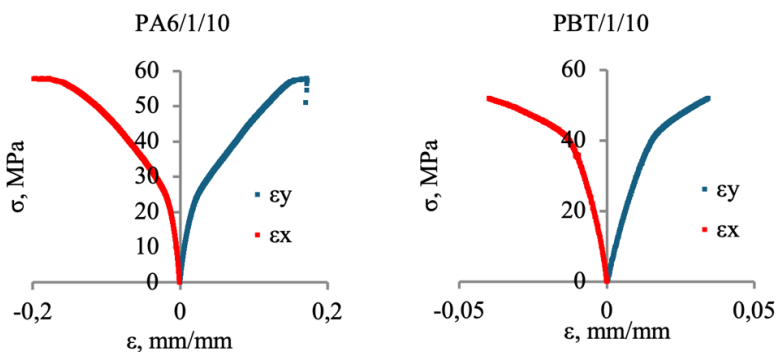
Rys. 6.22 a) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla polimerowych badanych materiałów bazowych



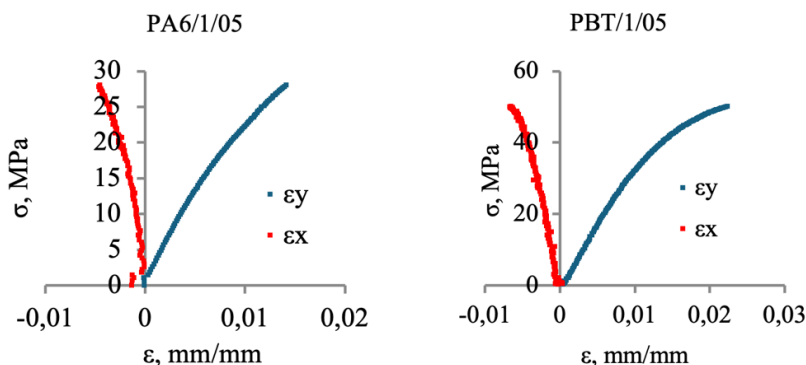
Rys. 6.22 b) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla kompozytów CFRTTP wzmocnionych tkaniną o orientacji włókien 0/90° o większej zawartości matrycy polimerowej



Rys. 6.22 c) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla kompozytów CFRTTP wzmocnionych tkaniną o orientacji włókien 0/90° o mniejszej zawartości matrycy polimerowej



Rys. 6.22 d) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla kompozytów CFRTTP wzmocnionych tkaniną o orientacji włókien  $\pm 45^\circ$  o większej zawartości matrycy polimerowej



Rys. 6.22 e) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla kompozytów CFRTTP wzmocnionych tkaniną o orientacji włókien  $\pm 45^\circ$  o mniejszej zawartości matrycy polimerowej

Tab. 6.27. Średnie wartości  $\nu$  w wybranych materiałach bazowych

| Materiał | $\nu$ |
|----------|-------|
| PA6      | 0,50  |
| PA6/0/10 | 0,36  |
| PA6/0/05 | 0,47  |
| PA6/1/10 | 0,50  |
| PA6/1/05 | 0,31  |
| PBT      | 0,50  |
| PBT/0/10 | 0,25  |
| PBT/0/05 | 0,21  |
| PBT/1/10 | 0,45  |
| PBT/1/05 | 0,30  |

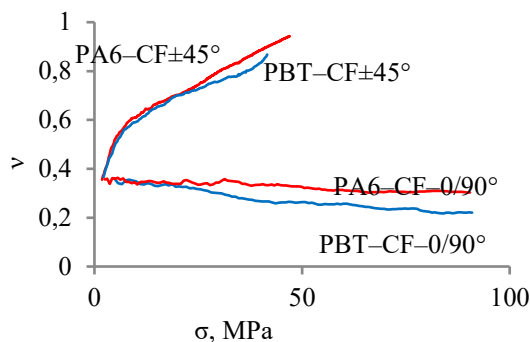
Na podstawie analizy rysunku 6.22 można zaobserwować, że najbardziej liniowy przebieg  $\epsilon_y$  występuje w kompozytach ze zbrojeniem tkaniny o orientacji  $0/90^\circ$ , co wskazuje na sprężystą, jednorodną odpowiedź materiału w tym kierunku. W materiałach wzmocnionych tkaniną o ukierunkowaniu włókien  $\pm 45^\circ$  zaobserwowano większe odchylenia od liniowości, takie jak np. zmiany nachylenia krzywych. Tego typu zachowanie może być związane z mechanizmem ścinania oraz rotacją włókien w odpowiedzi na rozciąganie. Odkształcenia poprzeczne  $\epsilon_x$  we wszystkich próbkach przyjmowały wartości ujemne, co jest zgodne z klasyczną odpowiedzią materiału na rozciąganie. Ich przebieg był jednak bardziej zróżnicowany niż w przypadku  $\epsilon_y$ . W kompozytach ze zbrojeniem w postaci włókien ułożonych pod kątem  $0/90^\circ$  odkształcenie  $\epsilon_x$  zmieniało się równomiernie, zachowując stałe nachylenie krzywej w funkcji naprężenia. W układach  $\pm 45^\circ$  zauważalny był brak takiej regularności ponieważ krzywa  $\epsilon_x$  nie wykazywała stałego nachylenia, a tempo przyrostu odkształcenia zmieniało się w różnych zakresach obciążenia. Może to świadczyć o tym, że włókna w tej orientacji ulegają rotacji i przesuwaniu

względem siebie, co wpływa na sposób przenoszenia naprężeń w kierunku poprzecznym.

Odnosząc się do danych zawartych w tabeli 6.27 stwierdzono, że wartość  $\nu$  dla niezbrojonego PA6 i PBT wyniosła 0,50. Wysoka wartość współczynnika Poissona dla PA6 (istotnie różna od typowych wartości podawanych w literaturze [442]) może wynikać z obecności pęcherzy powietrznych powstałych podczas prasowania na gorąco, które sprzyjają lokalnym deformacjom poprzecznym i zawyżają wynik. Wprowadzenie zbrojenia w postaci tkaniny węglowej o orientacji włókien  $0/90^\circ$  spowodowało zróżnicowaną odpowiedź: dla PA6 wartość  $\nu$  obniżyła się do 0,36 przy grubości 1 mm, natomiast przy 0,5 mm była zbliżona do osnowy (0,47). W przypadku PBT–CF0/90° spadek był bardziej jednoznaczny – wartości  $\nu$  wyniosły odpowiednio 0,25 i 0,21. Można zatem stwierdzić, że w układach zbrojonych tkaniną  $0/90^\circ$  obserwuje się tendencję do obniżania  $\nu$ , co można przypisać mechanizmowi stopniowego zbliżania się nitek wтку i osnowy, ograniczającemu deformację poprzeczną.

Odmienne zachowanie zaobserwowano w kompozytach zbrojonych tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$ . Dla PA6 wartość  $\nu$  była zbliżona do osnowy przy większej zawartości polimeru (0,50 dla 1 mm) i wyraźnie niższa przy mniejszej zawartości tworzywa (0,31 dla 0,5 mm). W przypadku PBT wartości również wykazały silną zależność od grubości osnowy – 0,45 dla 1 mm oraz 0,30 dla 0,5 mm. Otrzymane wyniki wskazują, że w kompozytach zbrojonych pod kątem  $\pm 45^\circ$  współczynnik Poissona przy większej zawartości osnowy pozostaje zbliżony do niewzmocnionego polimeru, natomiast przy mniejszej zawartości osnowy ulega obniżeniu. Zjawisko to można wiązać z dominacją deformacji stycznych oraz rotacją włókien względem siebie, która przy mniejszej ilości osnowy jest silniej ograniczana, co prowadzi do zmniejszenia odkształceń poprzecznych.

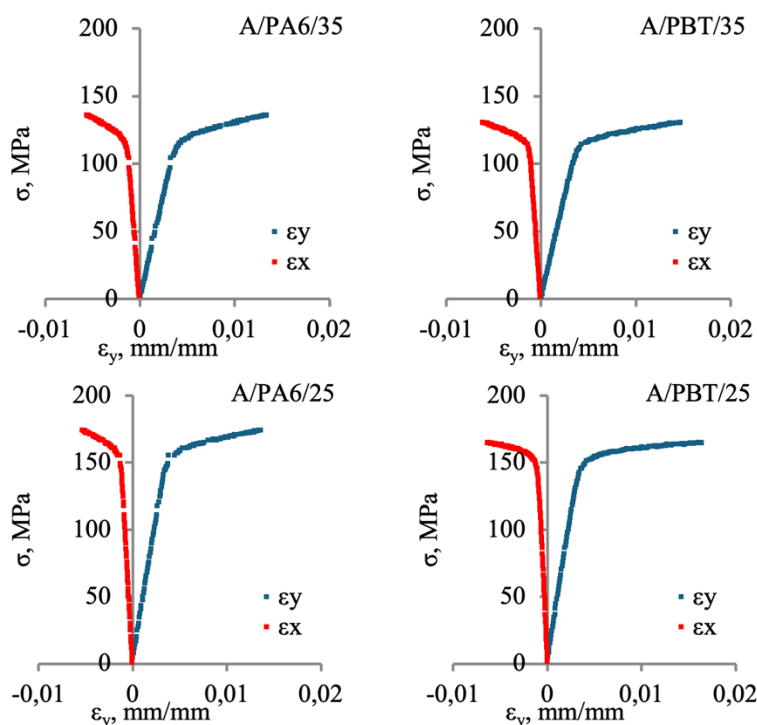
Współczynnik Poissona w badanych kompozytach zmienia się wraz ze wzrostem obciążenia, co przedstawiono na rysunku 6.23. Przy niskim obciążeniu jest zbliżony do wartości osnowy polimerowej, natomiast w kompozytach zbrojonych tkaniną pod kątem  $\pm 45^\circ$  przy większych obciążeniach gwałtownie rośnie, a maleje w przypadku układu  $0/90^\circ$ . Uzyskane wartości znacznie przekraczają typowy zakres dla materiałów jednorodnych (0–0,5), co wiąże się ze specyficzną budową tkaniny i rotacją włókien pod obciążeniem, prowadzącą do zamykania porowatej struktury i dużych odkształceń poprzecznych.



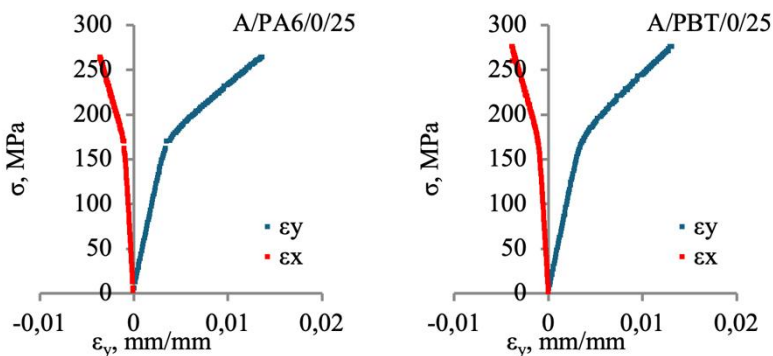
Rys. 6.23. Zależność współczynnika Poissona od wartości naprężenia rozciągającego

#### 6.4.2. Laminaty TFML

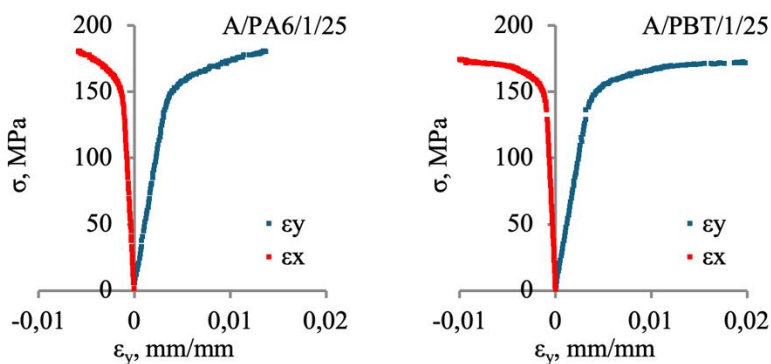
W dalszej części opracowano wartości współczynnika Poissona dla laminatów TFML. Na rysunku 6.24 pokazano przebiegi zmian odkształceń w kierunku obciążenia  $\epsilon_y$  i kierunku poprzecznym do kierunku obciążenia  $\epsilon_x$  dla poszczególnych typów laminatów. Wyznaczone na ich podstawie średnie wartości liczby Poissona zamieszczono w tabeli 6.28.



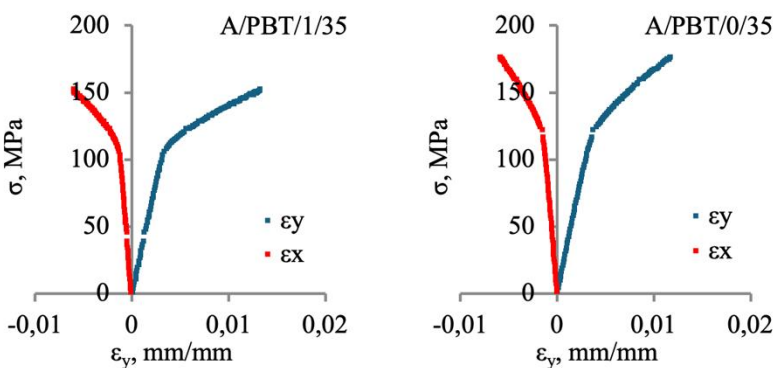
Rys. 6.24.a) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla laminatów bez wzmocnienia



Rys. 6.24.b) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla laminatów ze wzmocnieniem o orientacji  $0/90^\circ$



Rys. 6.24c) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla laminatów ze wzmocnieniem  $\pm 45^\circ$



Rys. 6.24d) Przykładowe krzywe naprężenie–odkształcenie poprzeczne ( $\sigma$ – $\epsilon_x$ ) i wzdłużne ( $\sigma$ – $\epsilon_y$ ) dla laminatów na bazie PBT o grubości 3,5 mm



Tab. 6.28. Zakresy współczynnika Poissona laminatów TFML

| Materiał   | $\nu$           |
|------------|-----------------|
| A/PA6/35   | $0,33 \pm 0,01$ |
| A/PBT/35   | $0,32 \pm 0,02$ |
| A/PA6/25   | 0,33            |
| A/PBT/25   | $0,31 \pm 0,01$ |
| A/PA6/0/25 | $0,30 \pm 0,06$ |
| A/PBT/0/25 | $0,29 \pm 0,01$ |
| A/PA6/1/25 | $0,34 \pm 0,04$ |
| A/PBT/1/25 | $0,26 \pm 0,01$ |
| A/PBT/0/35 | $0,35 \pm 0,04$ |
| A/PBT/1/35 | $0,35 \pm 0,02$ |

Dokonując analizy średnich wartości zawartych w tabeli 6.28 można zauważyć, że współczynnik Poissona laminatów z udziałem PA6 mieści się w przedziale ok. 0,30-0,34, natomiast laminatów z PBT w zakresie 0,26-0,35. Ze względu na rodzaj wzmocnienia zarówno laminaty zbrojone włóknami o orientacji 0/90° (0,29–0,35) jak i  $\pm 45^\circ$  (0,26–0,35) charakteryzują się podobnym poziomem  $\nu$ . W przypadku PBT obserwuje się wyraźną zależność wartości współczynnika od grubości warstwy polimerowej, np. dla zbrojenia pod kątem 0/90°  $\nu$  spada z 0,35 (A/PBT/0/35) do 0,29 (A/PBT/0/25), a dla laminatów wzmocnionych tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$  z 0,35 (A/PBT/1/35) do 0,26 (A/PBT/1/25). W odniesieniu do bazowych polimerów oraz odpowiadających im kompozytów CFRTP, wartości  $\nu$  w laminatach są niższe lub wyższe w zależności od konfiguracji, ale w każdym przypadku koncentrują się wokół wartości charakterystycznej dla aluminium ( $\nu \approx 0,33$ ). Potwierdza to, że warstwy metalowe w największym stopniu determinują zachowanie laminatów w kierunku poprzecznym do obciążenia.

Rozkłady odkształceń  $\varepsilon_y$  i  $\varepsilon_x$  pokazane na rysunku 6.24 mają liniowy charakter w zakresie poprzedzającym plastyczne odkształcenie próbek, co przekłada się na stałą wartość współczynnika Poissona w tym zakresie. Dotyczy to zarówno laminatów z polimerami bez wzmocnienia, jak i laminatów ze zbrojeniem w układach  $\pm 45^\circ$  i 0/90°. Tym samym zastosowanie warstw aluminiowych istotnie stabilizuje odkształcenia laminatów w porównaniu z zastosowanymi w nich kompozytami

## 6.5. WERYFIKACJA MODELI

W niniejszym rozdziale opisano modelowanie właściwości mechanicznych kompozytów termoplastycznych wzmocnionych tkaniną węglową oraz termoplastycznych laminatów metalowo-włóknistych z ww. kompozytami i niewzmocnionymi polimerami. Celem jest porównanie wyników obliczeń z danymi eksperymentalnymi, co pozwala zweryfikować zastosowane modele.

Weryfikacja modeli opiera się na podstawowych parametrach mechanicznych, które stanowią dane wejściowe do obliczeń i zostały przedstawione w tabeli 6.29. Efektywne właściwości sprężyste kompozytów wyznaczono na podstawie relacji analitycznych opisanych w rozdziale 4.2.8, a uzyskane wyniki zestawiono w tabeli 6.30.

Tab. 6.29. Właściwości mechaniczne materiałów bazowych

| Materiał | E, MPa       | $\sigma_Y$ , MPa | $\nu$       | G, MPa    | $\sigma_M$ , MPa |
|----------|--------------|------------------|-------------|-----------|------------------|
| I        | 74320 (exp.) | 294              | 0,33        | 26000     | 324 (exp.)       |
| II       | 766 (exp.)   | 21               | 0,50 (exp.) | 255 (est) | 31 (exp.)        |
| VII      | 2566 (exp.)  | 46               | 0,50 (exp.) | 855 (est) | 46(exp.)         |
| CF       | 230000       | –                | 0,225       | 98000     | 3530             |

Tab. 6.30. Efektywne właściwości sprężyste kompozytów

| Materiał | $E_1=E_2$ , MPa | $G_{12}$ , MPa | $G_{12}$ , MPa (H-T) | $G_{13} = G_{13} = G_m$ , MPa | $\nu_{12}$ |
|----------|-----------------|----------------|----------------------|-------------------------------|------------|
| PA6/10   | 9511,60         | 256,48         | 280,71               | 232,12                        | 0,61       |
| PA6/05   | 9774,67         | 281,08         | 329,76               | 232,12                        | 0,58       |
| PBT/10   | 8745,60         | 926,61         | 967,60               | 884,83                        | 0,44       |
| PBT/05   | 9777,67         | 1079,27        | 1269,47              | 884,83                        | 0,41       |

## 6.5.1. ROM

W tabeli 6.31 zestawiono wybrane wartości właściwości mechanicznych warstw kompozytowych wyznaczone eksperymentalnie oraz oszacowane na podstawie reguły mieszanin zgodnie ze sposobem opisanym w rozdziale 2.3.1.

Tab. 6.31. Porównanie  $\nu_{12}$  oraz wybranych wartości E wyznaczonego metodą ROM oraz wartości uzyskanych eksperymentalnie dla wybranych warstw kompozytowych

| Materiał | $\nu_{12}$ (ROM) | $\nu_{12}$ (exp) | $E_t$ (ROM) | $E_t$ (exp) |
|----------|------------------|------------------|-------------|-------------|
| PA6/0/10 | 0,47             | 0,36             | 26233,90    | 9511,60     |
| PA6/0/05 | 0,45             | 0,47             | 40790,26    | 9774,67     |
| PBT/0/10 | 0,48             | 0,25             | 18077,00    | 8745,60     |
| PBT/0/05 | 0,46             | 0,21             | 38750,75    | 9777,67     |

Analiza danych z tabeli 6.31 pokazuje, że reguła mieszanin (ROM) nie odwzorowuje w pełni właściwości wyznaczonych eksperymentalnie, prowadząc do ich przeszacowania bądź niedoszacowania. Najbardziej widoczne jest to dla modułu sprężystości wzdłużnej, gdzie wartości teoretyczne są prawie trzykrotnie (warstwa PA6/0/10), a w niektórych przypadkach nawet czterokrotnie (warstwy PA6/0/05 i PBT/0/05) wyższe od wartości eksperymentalnych. Wynika to z założeń ROM, zakładających idealne przenoszenie obciążeń przez włókna oraz brak niedoskonałości, podczas gdy w rzeczywistych próbkach występują przeploty tkaniny, pofalowania włókien, lokalne zagęszczenia osnowy, niedokładna konsolidacja, a dodatkowo kierunek obciążenia nie zawsze pokrywa

się z układem włókien. W przypadku współczynnika Poissona model ROM przewiduje wartości w zakresie 0,45–0,48, natomiast pomiary eksperymentalne wykazują większą zmienność (0,21–0,47), co wskazuje, że model miejscami przeszacowuje, a miejscami niedoszacowuje tę właściwość. Potwierdza to, że liczba Poissona jest szczególnie wrażliwa na orientację włókien, architekturę zbrojenia oraz jakość procesu wytwarzania, czego ROM nie uwzględnia, a w przypadku kompozytów tkanych dodatkowym utrudnieniem jest możliwość lokalnych różnic wartości  $\nu$  w zależności od miejsca ułożenia i interakcji przędzy [90].

Jednocześnie, ze względu na brak możliwości przeprowadzenia wielu badań doświadczalnych, konieczne było wyznaczenie modułu ścinania metodami obliczeniowymi. W tym celu posłużono się zarówno regułą mieszanin, jak i modelem Halpin–Tsai, a uzyskane wyniki zestawiono w tabeli 6.32.

Tab. 6.32. Porównanie  $G_{12}$  wyznaczonego metodą ROM oraz modelem Halpin–Tsai dla wybranych warstw kompozytowych

| Materiał | $G_{12}$ (ROM) | $G_{12}$ (H-T) |
|----------|----------------|----------------|
| PA6/0/10 | 287,15         | 318,79         |
| PA6/0/05 | 309,17         | 362,68         |
| PBT/0/10 | 917,35         | 978,22         |
| PBT/0/05 | 1015,49        | 1037,79        |

Porównanie wartości  $G_{12}$  pokazuje, że metoda Halpin–Tsai daje wyższe wyniki niż ROM. Wynika to z faktu, że model Halpin–Tsai uwzględnia efekty geometryczne i ułożenie włókien, dlatego do dalszych analiz, jako bardziej reprezentatywne, przyjęto wartości obliczone tym modelem. Obserwacje przedstawiają, że reguła mieszanin powinna być stosowana głównie do wstępnych szacunków, szczególnie w przypadku kompozytów o złożonej architekturze. W dalszych analizach wykorzystano zarówno wartości wyznaczone eksperymentalnie, jak i obliczone modelowo, aby uzyskać model możliwie najlepiej odzwierciedlający rzeczywistość. W przypadku modułu ścinania, spośród wyników uzyskanych metodą ROM i Halpin–Tsai, do obliczeń przyjęto wartości z modelu Halpin–Tsai.

### 6.5.2. MVF

W celu porównania właściwości mechanicznych badanych laminatów z wynikami uzyskanymi w próbach doświadczalnych, przeprowadzono obliczenia teoretyczne z uwzględnieniem udziału objętościowego warstw aluminiowych. Wartości te porównano z rzeczywistymi wynikami uzyskanymi z badań eksperymentalnych. Jak wcześniej wspomniano, przyjęto, że maksymalny dopuszczalny błąd między wynikami eksperymentalnymi a wartościami uzyskanymi z modeli analitycznych wynosi 20%. W tabeli 6.33 przedstawiono porównanie wyników doświadczalnych z obliczonymi na podstawie MVF, przy czym przekroczenia tego progu oznaczono pogrubioną czcionką.

Tab. 6.33. Eksperymentalne i zamodelowane wartości  $E_t$ ,  $\sigma_Y$  i  $\sigma_M$  badanych laminatów

| Materiał   | $E_t$<br>(exp),<br>GPa | $E_t$<br>(MVF),<br>GPa | $\sigma_Y$<br>(exp),<br>MPa | $\sigma_Y$<br>(MVF),<br>MPa | $\sigma_M$<br>(exp),<br>MPa | $\sigma_M$<br>(MVF),<br>MPa |
|------------|------------------------|------------------------|-----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| A/PA6/35   | 32,5                   | 32,3                   | 120                         | 141                         | 165                         | 156                         |
| A/PA6/25   | 47,0                   | 44,9                   | 148                         | <b>196</b>                  | 191                         | 206                         |
| A/PA6/0/35 | 41,0                   | 37,3                   | 145                         | 162                         | 196                         | 189                         |
| A/PA6/0/25 | 48,5                   | 48,5                   | 155                         | <b>211</b>                  | 268                         | 251                         |
| A/PA6/1/35 | 39,3                   | 33,1                   | 119                         | <b>144</b>                  | 168                         | 172                         |
| A/PA6/1/25 | 45,0                   | <b>45,6</b>            | 140                         | <b>198</b>                  | 213                         | 227                         |
| A/PBT/35   | 32,7                   | 33,3                   | 109                         | <b>145</b>                  | 136                         | <b>165</b>                  |
| A/PBT/25   | 33,1                   | 45,6                   | 124                         | <b>199</b>                  | 148                         | <b>213</b>                  |
| A/PBT/0/35 | 36,0                   | 36,9                   | 116                         | <b>160</b>                  | 169                         | 200                         |
| A/PBT/0/25 | 46,5                   | 48,5                   | 145                         | <b>211</b>                  | 269                         | 251                         |
| A/PBT/1/35 | 39,1                   | 33,9                   | 111                         | <b>147</b>                  | 150                         | 177                         |
| A/PBT/1/25 | 39,3                   | 46,1                   | 133                         | <b>201</b>                  | 200                         | 226                         |

Analiza porównawcza wyników eksperymentalnych i obliczonych metodą MVF pozwala wskazać obszary dobrej zgodności, jak i istotnych rozbieżności. W przypadku modułu sprężystości różnice są generalnie niskie, zwykle poniżej 10%. Najlepszą zgodność uzyskano dla laminatu A/PA6/0/25 (0,04%), A/PA6/35 (0,49%) oraz A/PA6/1/25 (1,33%). Większe różnice pojawiły się przy laminatach PBT, szczególnie A/PBT/25 (27,4%) i A/PBT/1/25 (15%), gdzie model znacząco zawyżał wartości w stosunku do wyników eksperymentalnych, co wskazuje na ograniczoną trafność jego zastosowania dla tych konfiguracji. Dla granicy plastyczności  $\sigma_Y$  zgodność modelu z wynikami eksperymentalnymi była słaba. Największą zgodność wartości modelowych z eksperymentalnymi wykazały laminaty A/PA6/0/35 (12%), A/PA6/35 (17%) i A/PA6/1/35 (21%). Największe rozbieżności dotyczyły laminatów PBT, zwłaszcza A/PBT/25 (-33%) oraz A/PBT/0/25 (46%). W odniesieniu do maksymalnej wytrzymałości  $\sigma_M$ , różnice w większości przypadków mieściły się w akceptowalnym zakresie. Przykładem są A/PA6/0/35 (3,5%), A/PA6/1/35 (2,4%) i A/PA6/0/25 (6,2%). Największe błędy odnotowano natomiast w laminatach PBT, zwłaszcza A/PBT/25 (43,4%) i A/PBT/35 (22%).

Podsumowując, metoda MVF dobrze odwzorowuje właściwości laminatów z osnową PA6, gdzie różnice mieszczą się w akceptowalnym zakresie. W przypadku laminatów z PBT odnotowano natomiast znacznie większe rozbieżności, co sugeruje, że brak uzyskania porównywalnej zgodności jak w układach z PA6 może wynikać z obniżonej integralności warstw oraz słabszego wiązania międzyfazowego. W konsekwencji dla tego materiału konieczne jest zastosowanie bardziej zaawansowanych modeli, które uwzględniają zjawiska na granicy faz, takie jak adhezja i potencjalne osłabienie spójności międzywarstwowej.

### 6.5.3. Klasyczna teoria laminowania

W dalszej części analizy wykorzystano klasyczną teorię laminowania do oszacowania zachowania mechanicznego badanych laminatów. Ponieważ próby obejmowały wyłącznie jednoosiowe rozciąganie, skupiono się jedynie na obliczeniu macierzy A, która opisuje zależność między siłami w płaszczyźnie laminatu a odkształceniami [242]. Macierze B i D, które są związane ze zginaniem i sprzężeniem rozciąganie–zginanie pominięto. Do obliczenia macierzy A konieczne było wyznaczenie macierzy sztywności poszczególnych warstw, oznaczanej jako Q, opartej na właściwościach sprężystych materiału w lokalnym układzie osi. Dla konfiguracji 0/90° zastosowano macierz Q bez transformacji, natomiast w przypadku orientacji  $\pm 45^\circ$  dokonano odpowiedniego przekształcenia do układu globalnego, zgodnie z kątem ułożenia włókien. Następnie macierze Q wszystkich warstw zintegrowano wzdłuż grubości laminatu, co pozwoliło wyznaczyć pełną macierz A zgodnie z założeniami teorii laminowania. Uzyskane wartości posłużyły do analitycznego określenia odpowiedzi materiału i zostały porównane z wynikami uzyskanymi w badaniach doświadczalnych. Na podstawie znanych wartości E i  $\nu$  obliczono składowe macierzy sztywności Q:  $Q_{11}$ ,  $Q_{12}$ ,  $Q_{22}$ . Uzyskane wartości zestawiono w tabeli 6.34.

Tab. 6.34. Macierze sztywności Q materiałów izotropowych

| Materiał | $Q_{11} = Q_{22}$ | $Q_{12}$ |
|----------|-------------------|----------|
| AA       | 83402,54          | 27522,84 |
| PA6      | 1326,41           | 558,75   |
| PBT      | 3217,55           | 1295,81  |

Analogicznie, dla warstw kompozytowych konieczne było wyznaczenie niezależnych składników macierzy sztywności Q:  $Q_{11}$ ,  $Q_{22}$ ,  $Q_{12}$ ,  $Q_{66}$  oraz  $\nu_{21}$ . Dane te uzyskano na podstawie mikromechanicznych modeli kompozytu i zestawiono je w tabeli 6.35.

Tab. 6.35. Składniki Q warstw kompozytowych

| Materiał     | $\nu_{21}$ | $Q_{11}$ | $Q_{22}$ | $Q_{12}$ | $Q_{66}$ |
|--------------|------------|----------|----------|----------|----------|
| PA6/10 (ROM) | 0,47       | 33649,64 | 33649,64 | 15796,74 | 318,79   |
| PA6/10 (exp) | 0,36       | 10927,85 | 10927,85 | 3934,03  | 318,79   |
| PA6/05 (ROM) | 0,45       | 51262,75 | 51262,75 | 23169,99 | 362,68   |
| PA6/05 (exp) | 0,47       | 12546,10 | 12546,10 | 5896,67  | 362,68   |
| PBT/10 (ROM) | 0,48       | 23525,41 | 23525,41 | 11321,48 | 978,22   |
| PBT/10 (exp) | 0,25       | 9328,64  | 9328,64  | 2332,16  | 978,22   |
| PBT/05 (ROM) | 0,46       | 48937,71 | 48937,71 | 22327,71 | 1037,79  |
| PBT/05 (exp) | 0,21       | 10228,76 | 10228,76 | 2148,04  | 1037,79  |

Aby poprawnie uwzględnić zachowanie warstwy kompozytowej w przypadku kompozytów zawierających przędzę ułożoną pod kątem  $\pm 45^\circ$  wykonano dodatkowe przekształcenia macierzy sztywności  $Q$  z lokalnego układu odniesienia do układu globalnego laminatu [444]. Dla każdej warstwy zastosowano transformację macierzy dla kierunku  $+45^\circ$  oraz  $-45^\circ$ , a następnie uśredniono uzyskane wyniki, by uzyskać efektywną macierz  $Q^{\pm 45^\circ}$ . Proces ten umożliwił uwzględnienie wpływu znaczących deformacji ścinających w globalnym zachowaniu laminatu. Wyniki przekształceń przedstawiono w tabeli 6.36.

Tab. 6.36. Transformowane  $Q$  warstw kompozytowych  $\pm 45^\circ$

| Material     | $Q'_{11}$ | $Q'_{22}$ | $Q'_{12}$ | $Q'_{66}$ | $Q'_{16}$ | $Q'_{26}$ |
|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| PA6/10 (ROM) | 16629,57  | 25041,98  | 24404,40  | 8926,45   | 0,00      | 0,00      |
| PA6/10 (exp) | 5017,77   | 7749,73   | 7112,15   | 3496,91   | 0,00      | 0,00      |
| PA6/05 (ROM) | 24763,36  | 37579,05  | 36853,69  | 14046,38  | 0,00      | 0,00      |
| PA6/05 (exp) | 6447,54   | 9584,07   | 8858,71   | 3324,72   | 0,00      | 0,00      |
| PBT/10 (ROM) | 12520,31  | 18401,67  | 16445,23  | 6101,96   | 0,00      | 0,00      |
| PBT/10 (exp) | 4476,46   | 6808,62   | 4852,18   | 3498,24   | 0,00      | 0,00      |
| PBT/05 (ROM) | 24436,07  | 36670,50  | 34594,92  | 13305,00  | 0,00      | 0,00      |
| PBT/05 (exp) | 4669,00   | 7226,19   | 5150,61   | 4040,36   | 0,00      | 0,00      |

W warstwie z włóknami ułożonymi w orientacji  $\pm 45$  występuje symetria układu, która powoduje redukcję sprężenia rozciąganie–ścianie, stąd elementy  $Q'_{16}$  i  $Q'_{26}$  przyjmują wartość zero [445].

Po obliczeniu macierzy  $Q$  dla wszystkich warstw, przystąpiono do określenia macierzy sztywności całego laminatu  $A$  zgodnie z równaniem integrującym wkład każdej warstwy:

$$A_{ij} = \sum Q_{ij}^{(k)} \cdot h_k \quad (6.4)$$

gdzie:

- $A_{ij}$  – macierz sztywności laminatu, N/m
- $Q_{ij}^{(k)}$  – macierz sztywności  $k$ -tej warstwy, Pa(N/m<sup>2</sup>)
- $h_k$  – grubość  $k$ -tej warstwy, m

Po wyznaczeniu macierzy  $A$  opisującej sztywność w płaszczyźnie laminatu obliczono jego efektywne stałe sprężyste. Zależność 6.5 prowadzi do zależności 6.6, a w konsekwencji dla jednoosiowego rozciągania moduł sprężystości wzdłużnej określono ze wzoru 6.7

$$\{N\} = [A]\{\varepsilon^0\} \quad (6.5)$$

$$\{\varepsilon^0\} = [A]^{-1}\{N\} \quad (6.6)$$

gdzie:

- $\{N\}$  – wektor sił jednostkowych w płaszczyźnie laminatu, N/m
- $[A]$  – macierz sztywności w płaszczyźnie laminatu, N/m
- $\{\varepsilon^0\}$  – wektor odkształceń średniej płaszczyzny laminatu

$$E_x = \frac{1}{h(A^{-1})_{11}} \quad (6.7)$$

gdzie:

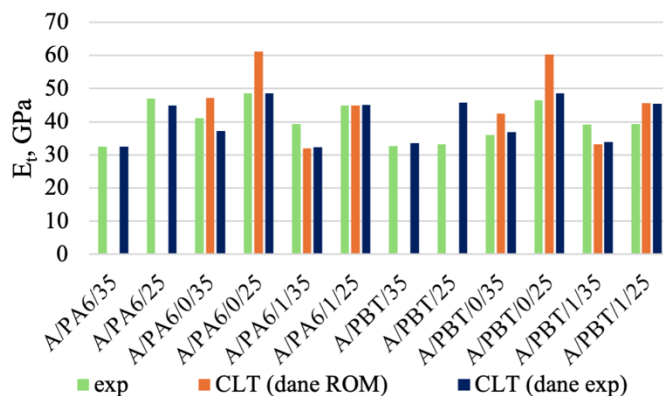
- $E_x$  – moduł sprężystości wzdłużnej laminatu w kierunku x, Pa
- $h$  – całkowita grubość laminatu, m
- $(A_{11}^{-1})$  – element macierzy odwrotnej do macierzy A, odpowiadający podatności w kierunku x

W dalszych obliczeniach moduł  $E_x$ , odpowiadający kierunkowi obciążenia w próbie statycznej, oznaczono jako  $E_t$ . Uzyskane wartości  $E_t$  zestawiono w tabeli 6.37 wraz z wynikami eksperymentalnymi w celu porównania skuteczności modelu analitycznego.

Tab. 6.37. Porównanie  $E_t$  wyznaczonego z analizy CLT oraz wartości eksperymentalnych analizowanych laminatów

| Materiał   | $E_t$ (CLT) dane z ROM, GPa | $E_t$ (CLT) dane exp, GPa z danymi exp. | $E_t$ (exp), GPa |
|------------|-----------------------------|-----------------------------------------|------------------|
| A/PA6/35   | –                           | 32,44                                   | 32,45            |
| A/PA6/25   |                             | 44,93                                   | 47,02            |
| A/PA6/0/35 | 47,09                       | 37,29                                   | 40,98            |
| A/PA6/0/25 | 61,12                       | 48,59                                   | 48,48            |
| A/PA6/1/35 | 32,01                       | 32,35                                   | 39,26            |
| A/PA6/1/25 | 44,93                       | 45,13                                   | 44,96            |
| A/PBT/35   | –                           | 33,48                                   | 32,71            |
| A/PBT/25   |                             | 45,73                                   | 33,10            |
| A/PBT/0/35 | 42,40                       | 36,88                                   | 35,96            |
| A/PBT/0/25 | 60,32                       | 48,56                                   | 46,51            |
| A/PBT/1/35 | 33,19                       | 33,96                                   | 39,10            |
| A/PBT/1/25 | 45,58                       | 45,39                                   | 39,31            |

W przypadku laminatów A/PA6/35, A/PA6/25, A/PBT/35 i A/PBT/25 nie było możliwe zastosowanie reguły mieszanin do wyznaczenia danych wejściowych, ponieważ materiały te nie zawierają zbrojenia włóknistego, a tym samym brak jest podstaw do zastosowania tej metody. W związku z powyższym, w tych materiałach warstwowych do analizy w ramach CLT wykorzystano wyłącznie wartości parametrów mechanicznych wyznaczone eksperymentalnie. Do dalszej analizy, zgodność modeli oceniano na podstawie różnic procentowych pomiędzy wartościami teoretycznymi a eksperymentalnymi zebranych w tabeli 6.35 oraz na rysunku 6.25.



Rys. 6.25. Porównanie wartości  $E_t$  uzyskanych eksperymentalnie oraz wyznaczonych metodą CLT na podstawie danych z ROM i danych eksperymentalnych

Analiza wyników CLT w odniesieniu do wartości eksperymentalnych wskazuje jednoznacznie, że dane wejściowe wyznaczone eksperymentalnie zapewniają znacznie lepsze dopasowanie niż te uzyskane z reguły mieszanin. Dla wielu laminatów różnice względem wyników doświadczalnych są minimalne, np. A/PA6/35 (0,03%), A/PA6/0/25 (0,23%), A/PA6/1/25 (0,38%) czy A/PBT/35 (2,30%). Dane z ROM wykazują natomiast znacznie większe odchylenia, sięgające nawet ponad 20%, jak w przypadku A/PA6/1/35 (22,65%), A/PBT/0/25 (22,89%), A/PA6/0/25 (20,58%) czy A/PBT/1/35 (17,81%). Najlepszą zgodność z wartościami eksperymentalnymi uzyskano dla laminatów z PA6, zwłaszcza dla materiałów z mniejszą zawartością polimeru i włóknami 0/90°, np. A/PA6/0/25 i A/PA6/1/25, gdzie różnice między wynikami są mniejsze niż 1 %. Z kolei najśłabsze odwzorowanie występuje w przypadku laminatu A/PBT/25, gdzie zastosowanie danych eksperymentalnych w CLT prowadzi do przeszacowania wartości modułu aż o 27,62% oraz A/PA6/1/35 aż o 21,36%. Różnice do 15% wystąpiły w laminatach A/PBT/1/35 i A/PBT/1/25, a wraz z przypadkiem A/PBT/25 wskazuje to, że wyższe niezgodności są charakterystyczne dla laminatów opartych na PBT. Warto podkreślić, że w dwóch z trzech analizowanych układów problem ten dotyczył konfiguracji z orientacją włókien  $\pm 45^\circ$ , co sugeruje, że połączenie matrycy PBT z tym układem zbrojenia sprzyja powstawaniu odchylen pomiędzy modelem a eksperymentem.

Analiza potwierdziła, że modelowanie  $E_t$  za pomocą CLT oparte na danych eksperymentalnych stanowi wiarygodne narzędzie do opisu właściwości laminatów, szczególnie w przypadku układów z PA6, gdzie uzyskano bardzo dobrą zgodność z wynikami rzeczywistymi. W praktyce oznacza to, że dokładna charakterystyka materiałów wejściowych jest kluczowa dla poprawnej predykcji zachowania laminatów, a w przypadku matrycy PBT konieczne może być uzupełnienie modelu o dodatkowe zjawiska, takie jak niewystarczające zapewnienie adhezji czy dominacja odkształceń ścinających w laminatach zbrojonych pod kątem  $\pm 45^\circ$ .



W dalszej analizie, w celu określenia rozkładu odkształceń  $\varepsilon_x^0$ ,  $\varepsilon_y^0$ ,  $\gamma_{xy}^0$ , przyjęto umowne obciążenie  $N_x=10$  N/mm, zgodnie z klasycznym podejściem stosowanym w analizie CLT. Obliczone wartości odkształceń zestawiono w tabeli 6.38.

Tab. 6.38. Odkształcenia płaszczyzny środkowej  $\varepsilon_x^0$ ,  $\varepsilon_y^0$ ,  $\gamma_{xy}^0$  obliczone na podstawie analizy CLT dla obciążenia  $N_x = 10$  N/mm

| Materiał   | Dane wejściowe | $\varepsilon_x^0$    | $\varepsilon_y^0$     | $\gamma_{xy}^0$ |
|------------|----------------|----------------------|-----------------------|-----------------|
| A/PA6/35   | exp            | $8,90 \cdot 10^{-5}$ | $-2,94 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PA6/25   |                | $8,84 \cdot 10^{-5}$ | $-2,93 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PA6/0/35 | ROM            | $6,07 \cdot 10^{-5}$ | $-2,30 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
|            | exp            | $7,66 \cdot 10^{-5}$ | $-2,56 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PA6/0/25 | ROM            | $6,54 \cdot 10^{-5}$ | $-2,39 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
|            | exp            | $8,23 \cdot 10^{-5}$ | $-2,82 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PA6/1/35 | ROM            | $8,92 \cdot 10^{-5}$ | $-4,59 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
|            | exp            | $8,83 \cdot 10^{-5}$ | $-3,49 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PA6/1/25 | ROM            | $8,90 \cdot 10^{-5}$ | $-4,28 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
|            | exp            | $8,86 \cdot 10^{-5}$ | $-3,30 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PBT/35   |                | $8,54 \cdot 10^{-5}$ | $-2,97 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PBT/25   |                | $8,75 \cdot 10^{-5}$ | $-2,91 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PBT/0/35 | ROM            | $6,74 \cdot 10^{-5}$ | $-2,50 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
|            | exp            | $7,75 \cdot 10^{-5}$ | $-2,48 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PBT/0/25 | ROM            | $6,63 \cdot 10^{-5}$ | $-2,42 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
|            | exp            | $8,24 \cdot 10^{-5}$ | $-2,64 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PBT/1/35 | ROM            | $8,61 \cdot 10^{-5}$ | $-3,94 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
|            | exp            | $8,41 \cdot 10^{-5}$ | $-3,09 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
| A/PBT/1/25 | ROM            | $8,78 \cdot 10^{-5}$ | $-4,12 \cdot 10^{-5}$ | 0               |
|            | exp            | $8,81 \cdot 10^{-5}$ | $-3,09 \cdot 10^{-5}$ | 0               |

Na ich podstawie, przy zastosowaniu znanych macierzy  $Q$ , wyznaczono rozkład naprężeń  $\sigma_x$  i  $\sigma_y$  w każdej z warstw analizowanych laminatów. Wyniki zaprezentowano w tabelach 6. 39 – 6.41.

Tab. 6.39. Rozkład naprężeń  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  w poszczególnych warstwach analizowanych laminatów, wyznaczony z analizy CLT dla obciążenia  $N_x = 10 \text{ N/mm}$

| warstwa |            | A/PA6/35 | A/PA6/25 | A/PBT/35 | A/PBT/25 |
|---------|------------|----------|----------|----------|----------|
| 1       | $\sigma_x$ | 6,563    | 6,614    | 6,302    | 8,096    |
|         | $\sigma_y$ | -0,011   | -0,005   | -0,126   | 4,833    |
| 2       | $\sigma_x$ | 0,078    | 0,078    | 0,249    | 0,341    |
|         | $\sigma_y$ | 0,008    | 0,008    | 0,021    | 0,225    |
| 3       | $\sigma_x$ | 6,563    | 6,614    | 6,302    | 8,096    |
|         | $\sigma_y$ | -0,011   | -0,005   | -0,126   | 4,833    |
| 4       | $\sigma_x$ | 0,078    | 0,078    | 0,249    | 0,341    |
|         | $\sigma_y$ | 0,008    | 0,008    | 0,021    | 0,225    |
| 5       | $\sigma_x$ | 6,563    | 6,614    | 6,302    | 8,096    |
|         | $\sigma_y$ | -0,011   | -0,005   | -0,126   | 4,833    |

Tab. 6.40. Rozkład naprężeń  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  w poszczególnych warstwach analizowanych laminatów, wyznaczony z analizy CLT przy danych z ROM dla obciążenia  $N_x = 10 \text{ N/mm}$

| warstwa | dane wejściowe |            | A/PA6/0/35 | A/PA6/0/25 | A/PBT/0/35 | A/PBT/0/25 |
|---------|----------------|------------|------------|------------|------------|------------|
| 1       | ROM            | $\sigma_x$ | 4,43       | 4,80       | 4,93       | 4,86       |
|         | exp            |            | 5,68       | 6,09       | 5,78       | 6,14       |
|         | ROM            | $\sigma_y$ | -0,25      | -0,19      | -0,23      | 0,20       |
|         | exp            |            | -0,03      | -0,09      | 0,07       | 0,06       |
| 2       | ROM            | $\sigma_x$ | 1,68       | 2,80       | 1,30       | 2,70       |
|         | exp            |            | 0,74       | 0,87       | 0,66       | 0,79       |
|         | ROM            | $\sigma_y$ | 0,19       | 0,29       | 0,17       | 0,29       |
|         | exp            |            | 0,02       | 0,13       | -0,05      | -0,09      |
| 3       | ROM            | $\sigma_x$ | 4,43       | 4,80       | 4,93       | 4,86       |
|         | exp            |            | 5,68       | 6,09       | 5,78       | 6,14       |
|         | ROM            | $\sigma_y$ | -0,25      | -0,19      | -0,23      | 0,20       |
|         | exp            |            | -0,03      | -0,09      | 0,07       | 0,06       |
| 4       | ROM            | $\sigma_x$ | 1,68       | 2,80       | 1,30       | 2,70       |
|         | exp            |            | 0,74       | 0,87       | 0,66       | 0,79       |
|         | ROM            | $\sigma_y$ | 0,19       | 0,29       | 0,17       | 0,29       |
|         | exp            |            | 0,02       | 0,13       | -0,05      | -0,09      |
| 5       | ROM            | $\sigma_x$ | 4,43       | 4,80       | 4,93       | 4,86       |
|         | exp            |            | 5,68       | 6,09       | 5,78       | 6,14       |
|         | ROM            | $\sigma_y$ | -0,25      | -0,19      | -0,23      | 0,20       |
|         | exp            |            | -0,03      | -0,09      | 0,07       | 0,06       |

Tab. 6.41. Rozkład naprężeń  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  w poszczególnych warstwach analizowanych laminatów, wyznaczony z analizy CLT dla obciążenia  $N_x = 10 \text{ N/mm}$

| warstwa | dane wejściowe |            | A/PA6/1/35 | A/PA6/1/25 | A/PBT/1/35 | A/PBT/1/25 |
|---------|----------------|------------|------------|------------|------------|------------|
| 1       | ROM            | $\sigma_x$ | 6,18       | 6,25       | 6,09       | 6,19       |
|         |                | $\sigma_y$ | -1,37      | -1,12      | -0,92      | -1,02      |
|         | exp            | $\sigma_x$ | 6,41       | 6,48       | 6,16       | 6,50       |
|         |                | $\sigma_y$ | -0,48      | -0,31      | -0,26      | -0,15      |
| 2       | ROM            | $\sigma_x$ | 0,36       | 0,63       | 0,43       | 0,72       |
|         |                | $\sigma_y$ | 1,03       | 1,67       | 0,69       | 1,53       |
|         | exp            | $\sigma_x$ | 0,20       | 0,28       | 0,23       | 0,25       |
|         |                | $\sigma_y$ | 0,36       | 0,47       | 0,20       | 0,23       |
| 3       | ROM            | $\sigma_x$ | 6,18       | 6,25       | 6,09       | 6,19       |
|         |                | $\sigma_y$ | -1,37      | -1,12      | -0,92      | -1,02      |
|         | exp            | $\sigma_x$ | 6,41       | 6,48       | 6,16       | 6,50       |
|         |                | $\sigma_y$ | -0,48      | -0,31      | -0,26      | -0,15      |
| 4       | ROM            | $\sigma_x$ | 0,36       | 0,63       | 0,43       | 0,72       |
|         |                | $\sigma_y$ | 1,03       | 1,67       | 0,69       | 1,53       |
|         | Exp            | $\sigma_x$ | 0,20       | 0,28       | 0,23       | 0,25       |
|         |                | $\sigma_y$ | 0,36       | 0,47       | 0,20       | 0,23       |
| 5       | ROM            | $\sigma_x$ | 6,18       | 6,25       | 6,09       | 6,19       |
|         |                | $\sigma_y$ | -1,37      | -1,12      | -0,92      | -1,02      |
|         | exp            | $\sigma_x$ | 6,41       | 6,48       | 6,16       | 6,50       |
|         |                | $\sigma_y$ | -0,48      | -0,31      | -0,26      | -0,15      |

Dalsza część analizy koncentrowała się na prognozowaniu momentu inicjacji zniszczenia FPF (ang. First Ply Failure) oraz całkowitego zniszczenia laminatu LPF (ang. Last Ply Failure). W tym celu dla każdej warstwy obliczono stosunek wytrzymałości  $\sigma_M$  do lokalnego naprężenia  $\sigma_x$ , uzyskanego z analizy CLT, a na tej podstawie wyznaczono i przedstawiono obciążenie  $N_x$  powodujące uszkodzenie zgodnie z zależnością:

$$N_x^{FPF} = 10 \cdot \min\left(\frac{\sigma_M}{\sigma_x}\right) \quad (6.5)$$

gdzie:

–  $N_x^{FPF}$  – siła przyłożona do laminatu przy którym dochodzi do pierwszego uszkodzenia w którejkolwiek z warstw, N/m

–  $\sigma_M$  – wytrzymałości materiału w określonym kierunku, Pa

–  $\sigma_x$  – składowa naprężenia normalnego w danej warstwie laminatu, Pa

Kolejno, aby określić nośność całkowitą laminatu, zastosowano analogiczne podejście dla wszystkich warstw, przyjmując jako kryterium zniszczenie ostatniej, jeszcze nieuszkodzonej warstwy. Wartości  $N_x$  i odpowiadające im naprężenia  $\sigma_x$  dla FPF i LPF zestawiono w tabeli 6.42.

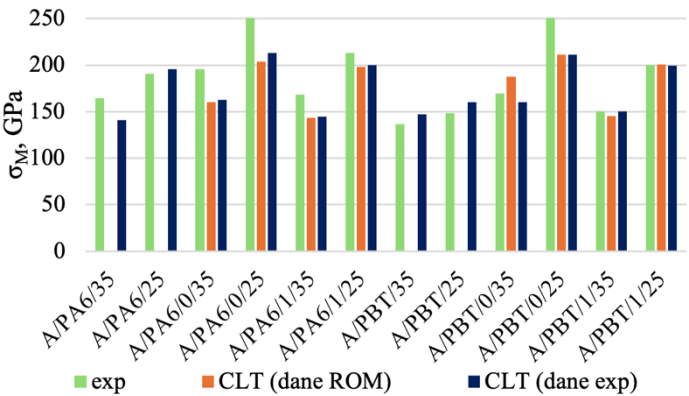
Tab. 6.42. Obciążenia  $N_x$  i odpowiadające naprężenia  $\sigma_x$  dla FPF i LPF w analizowanych laminatach

| Materiał   | dane wejściowe | FPF          |                  | LPF          |                  |
|------------|----------------|--------------|------------------|--------------|------------------|
|            |                | $N_x$ , N/mm | $\sigma_x$ , MPa | $N_x$ , N/mm | $\sigma_x$ , MPa |
| A/PA6/35   | exp            | 493,67       | 141,05           | 3992,06      | 1140,59          |
| A/PA6/25   |                | 489,83       | 195,93           | 3960,72      | 1584,29          |
| A/PA6/0/35 | ROM            | 525,62       | 150,18           | 731,66       | 203,24           |
|            | exp            | 569,95       | 162,84           | 1198,19      | 332,83           |
| A/PA6/0/25 | ROM            | 509,83       | 203,93           | 675,05       | 270,02           |
|            | exp            | 532,10       | 212,84           | 1647,95      | 659,18           |
| A/PA6/1/35 | ROM            | 502,30       | 143,51           | 3614,30      | 1032,66          |
|            | exp            | 505,74       | 144,50           | 857,51       | 245,00           |
| A/PA6/1/25 | ROM            | 495,40       | 198,16           | 4266,90      | 1706,76          |
|            | exp            | 499,95       | 199,98           | 1165,85      | 466,34           |
| A/PBT/35   | exp            | 514,15       | 146,90           | 1845,29      | 527,23           |
| A/PBT/25   |                | 400,22       | 160,09           | 1348,44      | 539,38           |
| A/PBT/0/35 | ROM            | 657,08       | 187,74           | 829,91       | 237,12           |
|            | exp            | 560,55       | 160,16           | 1624,71      | 464,20           |
| A/PBT/0/25 | ROM            | 527,40       | 210,96           | 666,14       | 266,45           |
|            | exp            | 527,45       | 210,98           | 1814,92      | 725,97           |
| A/PBT/1/35 | ROM            | 509,30       | 145,51           | 2950,50      | 843,00           |
|            | exp            | 525,58       | 150,17           | 850,36       | 242,96           |
| A/PBT/1/25 | ROM            | 501,90       | 200,76           | 3531,70      | 1412,68          |
|            | exp            | 498,57       | 199,43           | 1425,01      | 570,00           |

W celu weryfikacji skuteczności podejścia analitycznego, wyniki uzyskane w CLT dotyczące naprężeń dla FPF porównano z wartościami uzyskanymi eksperymentalnie (tab. 6.43), odpowiadającymi pierwszemu spadkowi siły na wykresie naprężenie-odkształcenie. Dla pełnej analizy zestawienie to zilustrowano również na rysunku 6.26, który przedstawia porównanie wartości modelowych i eksperymentalnych.

Tab. 6.43. Porównanie  $\sigma_M$  wyznaczonego z analizy CLT oraz wartości eksperymentalnych analizowanych laminatów

| Materiał   | dane wejściowe | $\sigma_M$ (CLT), MPa | $\sigma_M$ (exp), MPa |
|------------|----------------|-----------------------|-----------------------|
| A/PA6/35   | exp            | 141                   | 165                   |
| A/PA6/25   |                | 196                   | 191                   |
| A/PA6/0/35 | ROM            | 160                   | 196                   |
|            | exp            | 163                   |                       |
| A/PA6/0/25 | ROM            | 204                   | 268                   |
|            | exp            | 213                   |                       |
| A/PA6/1/35 | ROM            | 144                   | 168                   |
|            | exp            | 145                   |                       |
| A/PA6/1/25 | ROM            | 198                   | 213                   |
|            | exp            | 200                   |                       |
| A/PBT/35   | exp            | 147                   | 136                   |
| A/PBT/25   |                | 160                   | 148                   |
| A/PBT/0/35 | ROM            | 188                   | 169                   |
|            | exp            | 160                   |                       |
| A/PBT/0/25 | (ROM)          | 211                   | 269                   |
|            | (exp)          | 211                   |                       |
| A/PBT/1/35 | ROM            | 146                   | 150                   |
|            | exp            | 150                   |                       |
| A/PBT/1/25 | (ROM)          | 201                   | 200                   |
|            | (exp)          | 199                   |                       |



Rys. 6.26. Porównanie wartości  $\sigma_M$  uzyskanych eksperymentalnie oraz wyznaczonych metodą CLT na podstawie danych z ROM i danych eksperymentalnych

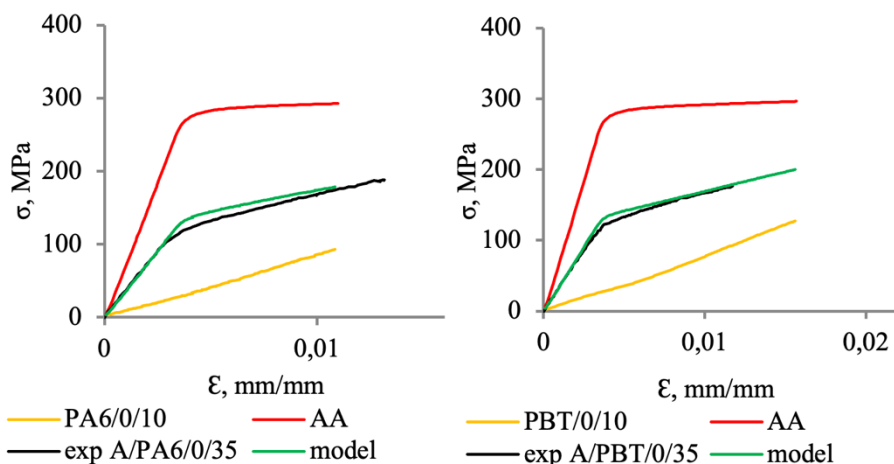
W większości przypadków model CLT zaniża wartości naprężeń w odniesieniu do wyników eksperymentalnych, wyjątek stanowią układy A/PBT/0/35, A/PBT/35 oraz A/PBT/25, w których oszacowania modelowe są zawyżone.

Warto podkreślić, że kierunek i skala odchyleń zależą od przyjętych danych wejściowych.

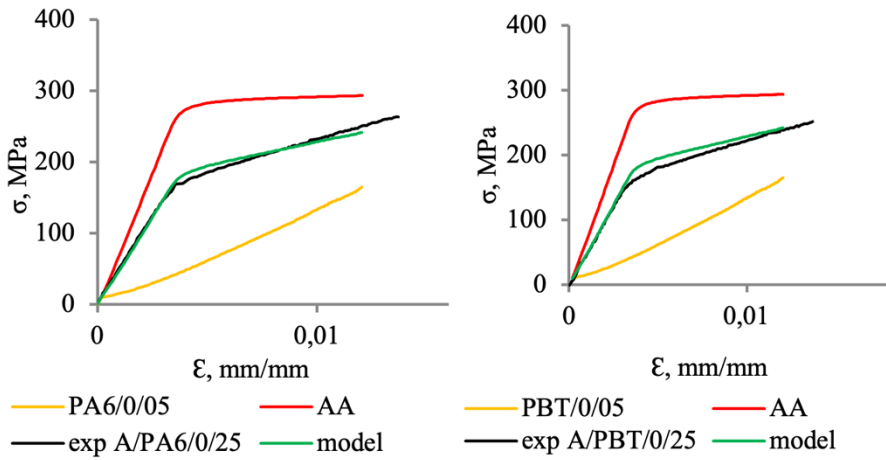
Nie można jednak pominąć faktu, że przedstawione obliczenia mają charakter wstępny i szacunkowy, gdyż analiza oparta wyłącznie na klasycznej teorii laminatów nie uwzględnia progresywnego procesu uszkodzania (Progressive Failure Analysis), który powinien być prowadzony poprzez stopniową degradację właściwości uszkodzonych warstw i ponowne przeliczanie sztywności laminatu. Ponadto rzeczywiste laminaty mogą wykazywać zjawiska nieuwzględnione w prostym modelu takie jak lokalne pęknięcia, koncentracje naprężeń czy delaminacje, których ocena wymaga bardziej zaawansowanych modeli numerycznych.

#### 6.5.4. Modelowanie metodą superpozycji

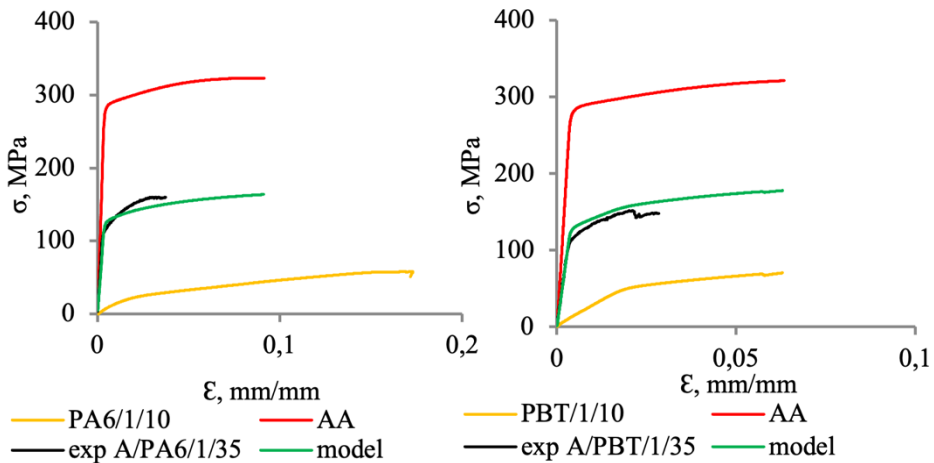
W niniejszej pracy zastosowano metodę superpozycji krzywych rozciągania materiałów bazowych w celu analizy zachowania laminatów metalowo-włóknistych. Procedura modelowania została opisana w rozdziale 4.2.8. Na rysunku 6.27 przedstawiono zestawienie krzywych eksperymentalnych materiałów bazowych i gotowych laminatów wraz z wynikami uzyskanymi na drodze modelowania.



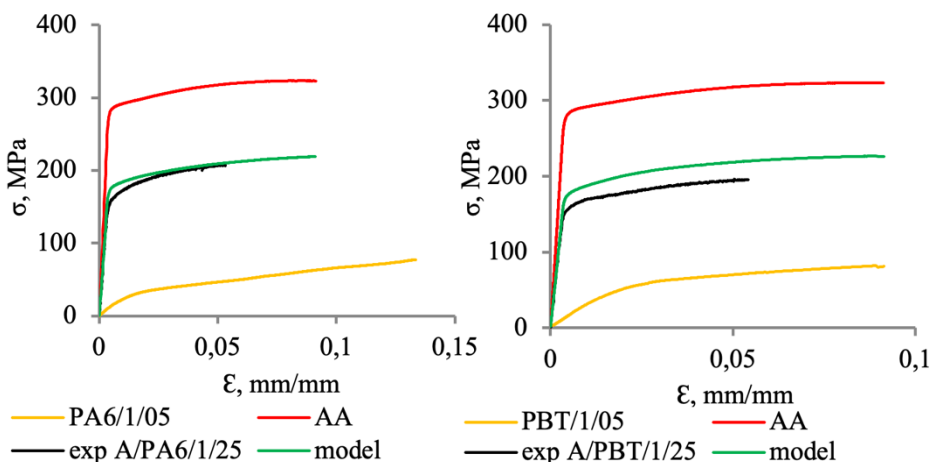
Rys. 6.27a) Dopasowanie modelu superpozycji do charakterystyk naprężenie–odkształcenie laminatów zbrojonych tkaniną o orientacji 0/90° o większej zawartości matrycy polimerowej



Rys. 6.27b) Dopasowanie modelu superpozycji do charakterystyk naprężenie–odkształcenie laminatów zbrojonych tkaniną o orientacji 0/90° o mniejszej zawartości matrycy polimerowej



Rys. 6.27 c) Dopasowanie modelu superpozycji do charakterystyk naprężenie–odkształcenie laminatów zbrojonych tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$  o większej zawartości matrycy polimerowej



Rys. 6.27 d) Dopasowanie modelu superpozycji do charakterystyk naprężenie–odkształcenie laminatów zbrojonych tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$  o mniejszej zawartości matrycy polimerowej

Analiza wykresów wykazała, że modelowanie metodą superpozycji w większości przypadków dobrze odwzorowuje odpowiedź laminatów w zakresie sprężystym. Szczególnie w laminatach z ułożeniem tkaniny pod kątem  $0/90^\circ$  zarówno laminaty z PA6, jak i z PBT wykazują wysoką zgodność modelu z eksperymentem, niezależnie od grubości warstwy polimerowej. Oznacza to, że w tej konfiguracji decydująca jest rola aluminium. Większe różnice pojawiają się przy orientacji laminatów wzmocnionych tkaniną o orientacji włókien  $\pm 45^\circ$ , gdzie charakterystyka kompozytów nieliniowa, a „knee effect” wyraźnie ujawnia się w postaci spadku sztywności po początkowym odcinku liniowym. Widoczna jest również różnica pomiędzy zastosowanymi matrycami polimerowymi. Laminaty z PBT częściej wykazują wcześniejsze odchylenia od modelu, co może wynikać nie tylko z właściwości samego materiału, lecz także z niedoskonałości w technologii łączenia, które w przypadku PBT mogły sprzyjać szybszej inicjacji pęknięć. Natomiast laminaty z PA6 odznaczają się stabilniejszą odpowiedzią i lepszym dopasowaniem do modelu w całym zakresie sprężystym.

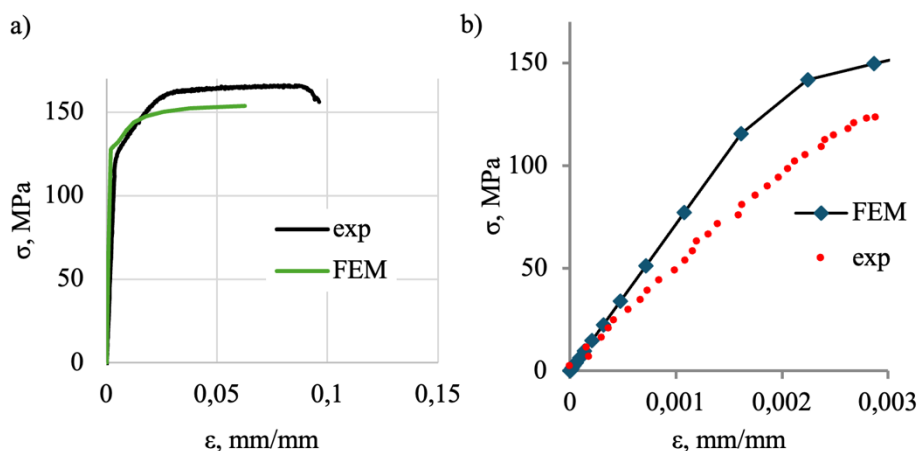
Zestawienie udowadnia, że metoda superpozycji bardzo dobrze odwzorowuje odpowiedź materiałów warstwowych w laminatach z wiązkami włókien tkaniny pod kątem  $0/90^\circ$ , niezależnie od rodzaju polimeru. Największe rozbieżności pojawiają się w laminatach zbrojonych tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$ , gdzie rozwój uszkodzeń powoduje, że model nie oddaje w pełni rzeczywistego zachowania. Przy orientacji  $\pm 45^\circ$  dominują zjawiska ścinania i rotacji włókien, które powodują stopniowe osłabianie struktury i nie są odzwierciedlone w modelu superpozycji. W przypadku laminatów z PBT różnice względem modelu pojawiają się wcześniej niż dla PA6,



co może wynikać nie tylko podatności tego polimeru na uszkodzenia, ale i z niedoskonałości w procesie technologicznego łączenia.

### 6.5.5. Model numeryczny – Composite Layup

Do obliczeń numerycznych w środowisku Abaqus wprowadzono parametry materiałowe wyznaczone wcześniej w części eksperymentalnej oraz oszacowane przy pomocy modeli analitycznych (ROM, Halpin–Tsai). Wartości te przypisano poszczególnym warstwom w odpowiadających im konfiguracjach laminatów. W przypadku warstw aluminiowych zastosowano właściwości mechaniczne stopu 6061, natomiast dla warstw kompozytowych przyjęto moduły sprężystości i współczynniki Poissona uzyskane w badaniach oraz skorygowane modelem Halpin–Tsai dla modułu ścinania  $G_{12}$ . Na rysunku 6.28 poniżej zestawiono krzywe naprężenie–odkształcenie uzyskane w wyniku modelowania numerycznego w module Composite Layup z charakterystykami wyznaczonymi eksperymentalnie. W przypadku materiałów warstwowych niezbrojonych włóknami (rys. 6.28a) porównano pełny przebieg krzywych, natomiast dla laminatów typu TFML (rys. 6.28b) analizę ograniczono do zakresu sprężystego, gdzie na odcinku liniowym oceniono zgodność wartości modułu sprężystości. Uzyskane wyniki modelowania oraz odpowiadające im wartości eksperymentalne zestawiono dodatkowo w tabeli 6.44, co umożliwia jednoznaczną ocenę dopasowania modelu do rzeczywistej odpowiedzi badanych materiałów.



Rys. 6.28. Porównanie krzywych naprężenie–odkształcenie z modelu numerycznego i badań eksperymentalnych: a) materiały warstwowe bez zbrojenia włóknami na przykładzie A/PA/35, b) laminaty TFML w zakresie sprężystym na przykładzie A/PA6/0/35

Tab. 6.44. Porównanie  $E_t$  wyznaczonego na podstawie FEM oraz wartości eksperymentalnych analizowanych laminatów

| Materiał   | $E_t$ (MES), GPa | $E_t$ (exp), GPa |
|------------|------------------|------------------|
| A/PA6/35   | 65,40            | 32,45            |
| A/PA6/25   | 90,93            | 47,02            |
| A/PA6/0/35 | 66,46            | 40,98            |
| A/PA6/0/25 | 103,67           | 48,48            |
| A/PA6/1/35 | 61,57            | 39,26            |
| A/PA6/1/25 | 95,34            | 44,96            |
| A/PBT/35   | 67,50            | 32,71            |
| A/PBT/25   | 82,50            | 33,10            |
| A/PBT/0/35 | 59,89            | 35,96            |
| A/PBT/0/25 | 91,71            | 46,51            |
| A/PBT/1/35 | 53,92            | 39,10            |
| A/PBT/1/25 | 93,48            | 39,31            |

Porównanie wyników eksperymentalnych z symulacjami numerycznymi pokazuje, że model Composite Layup we wszystkich przypadkach zawyża wartości modułu sprężystości wzdłużnej, niekiedy nawet dwukrotnie. W laminatach z czystym polimerem PA6 i PBT poprawnie odwzorowano kierunek zmian związanych z grubością warstw, ponieważ laminaty z mniejszą zawartością polimeru osiągały wyższe wartości niż laminaty z większą zawartością tworzywa, jednak bezwzględne wartości były istotnie przeszacowane. Podobny efekt wystąpił w układach ze zbrojeniem 0/90°, gdzie model dobrze uchwycił wzrost sztywności względem próbek bez włókien, ale ponownie wartości liczbowe znacząco odbiegały od wyników badań. Największe rozbieżności wystąpiły w konfiguracjach z orientacją  $\pm 45^\circ$ , gdzie deformacja przebiega głównie przez ścinanie i rotację włókien. W tych przypadkach model przewidywał znacznie wyższe wartości niż w rzeczywistości, co potwierdza jego ograniczoną zdolność do uchwycenia nieliniowego przebiegu odpowiedzi.

Różnice te wynikają przede wszystkim z założeń upraszczających. W obliczeniach pominięto obecność folii adhezyjnych, które w rzeczywistości obniżają sztywność całego układu, a także przyjęto idealne zespolenie międzyfazowe i jednorodny rozkład materiału. Dodatkowo przyjęto w modelu, że wszystkie warstwy odkształcają się w tym samym stopniu wzdłuż kierunku obciążenia, co w praktyce wzmacnia wpływ aluminium i skutkuje systematycznym zawyżaniem wartości modułu sprężystości. Interesującą obserwacją jest fakt, że wyniki numeryczne wskazywały na wyższą sztywność laminatów warstwowych metal-polimer niż laminatów z warstwami kompozytów włóknistych, co pozostaje w sprzeczności z wynikami eksperymentalnymi i podkreśla potrzebę prowadzenia szerszych badań nad kompozytami w celu bardziej wiarygodnego odwzorowania ich rzeczywistego zachowania. Wnioskując, metoda Composite Layup pozwala poprawnie odwzorować ogólne tendencje i różnice pomiędzy konfiguracjami,

jednak nie dostarcza wiarygodnych wartości bezwzględnych i wymaga rozszerzenia o dodatkowe elementy modelu, takie jak folia adhezyjna, osłabienie połączeń międzyfazowych czy nieliniowa odpowiedź kompozytu.

## 6.6. DEGRADACJA MODUŁU SPRĘŻYSTOŚCI WZDŁUŻNEJ

W celu oceny wpływu narastającego odkształcenia na sztywność materiałów bazowych oraz laminatów, przeprowadzono testy cykliczne, w których po każdym cyklu wyznaczano moduł sprężystości wzdlużnej, analizując jego zmiany w kolejnych etapach obciążania.

### 6.6.1. Materiały bazowe

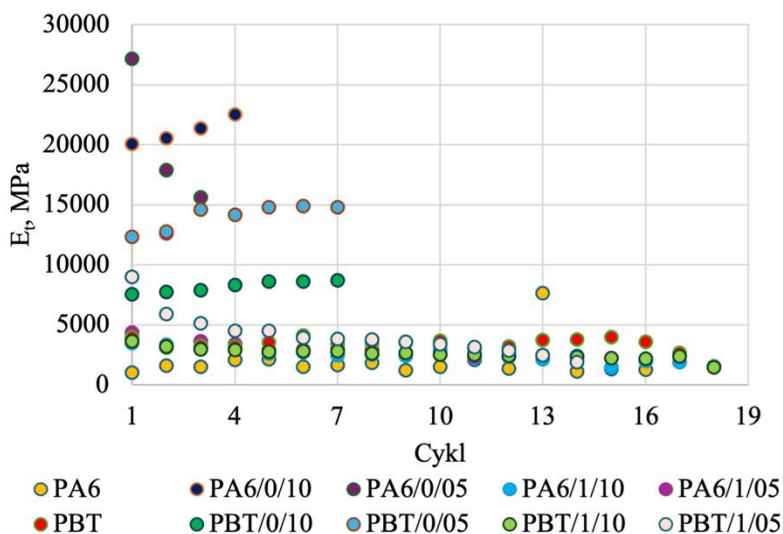
Tabela 6.45 oraz rysunek 6.29 przedstawiają zmiany modułu sprężystości wzdlużnej kompozytów poddanych analizie w kolejnych cyklach odkształcenia. Wartości  $E_t$  w pierwszym i ostatnim cyklu zestawiono w tabeli, natomiast przebieg zmian w poszczególnych cyklach zilustrowano na wykresie punktowym.

Tab. 6.45. Moduł sprężystości wzdlużnej  $E_t$  w pierwszym i ostatnim cyklu przy narastającym odkształceniu dla badanych materiałów bazowych

| Materiał | Pierwszy cykl $E_t$ , MPa | Ostatni cykl $E_t$ , MPa | $\Delta E_t$ , % |
|----------|---------------------------|--------------------------|------------------|
| PA6      | 1031                      | 1237                     | ↑20,00           |
| PA6/0/10 | 20037                     | 22508                    | ↑12,30           |
| PA6/0/05 | 27156                     | 15627                    | ↑42,50           |
| PA6/1/10 | 3497                      | 1543                     | ↓55,90           |
| PA6/1/05 | 4371                      | 2400                     | ↓45,10           |
| PBT      | 3953                      | 1484                     | ↓62,50           |
| PBT/0/10 | 7562                      | 8713                     | ↓15,20           |
| PBT/0/05 | 12321                     | 14808                    | ↑20,20           |
| PBT/1/10 | 3605                      | 1470                     | ↓59,20           |
| PBT/1/05 | 9010                      | 1867                     | ↓79,30           |

Wzrost modułu sprężystości wzdlużnej  $E_t$  zaobserwowano w kilku materiałach, w tym najbardziej wyraźnie w materiale PA6/0/05, gdzie  $E_t$  wzrósł o 42,5% względem pierwszego cyklu oraz w materiale II, dla którego przyrost wyniósł 20%. Dodatni trend odnotowano również w materiałach PA6/0/10 i PBT/0/05. W kompozytach PA6–CF wzmocnionych tkaniną w układzie 0/90° wzrost sztywności był bardziej wyraźny w próbkach o mniejszej zawartości polimeru, natomiast przy orientacji  $\pm 45^\circ$  niższy spadek  $E_t$  również towarzyszył układom z ograniczoną ilością osnowy. Jak wcześniej zaznaczono, w przypadku materiałów bazowych z PA6 zbrojenie 0/90° prowadziło do wzrostu  $E_t$ , a orientacja  $\pm 45^\circ$  działała odwrotnie, obniżając sztywność wzdlużną. Dla PBT wpływ zbrojenia zależał od jego kierunku i ilości osnowy. Przy układzie 0/90° wzrost  $E_t$  występował tylko w przypadku mniejszej zawartości polimeru, natomiast przy większej ilości matrycy odnotowano degradację. Zbrojenie  $\pm 45^\circ$

w kompozytach PBT okazało się wyraźnie niekorzystne: w konfiguracji z grubszą warstwą kompozytową skutkowało znaczącą degradacją  $E_t$ , natomiast w cieńszych próbkach efekt ten był mniej nasilony, choć nadal obecny.



Rys. 6.29. Zmiana modułu sprężystości wzdłużnej  $E_t$  w kolejnych cyklach dla badanych materiałów bazowych

W analizowanych materiałach powtarzał się wyraźny schemat: zbrojenie 0/90° najczęściej zwiększało  $E_t$ , zwłaszcza przy mniejszej ilości polimeru, natomiast orientacja  $\pm 45^\circ$  zwykle prowadziła do spadku sztywności (szczególnie w kompozytach z PBT i większą zawartością osnowy). W przypadku PA6 efekt był bardziej przewidywalny, ponieważ zbrojenie tkaniną w kierunku 0/90° wzmacniało, a  $\pm 45^\circ$  osłabiało materiał.

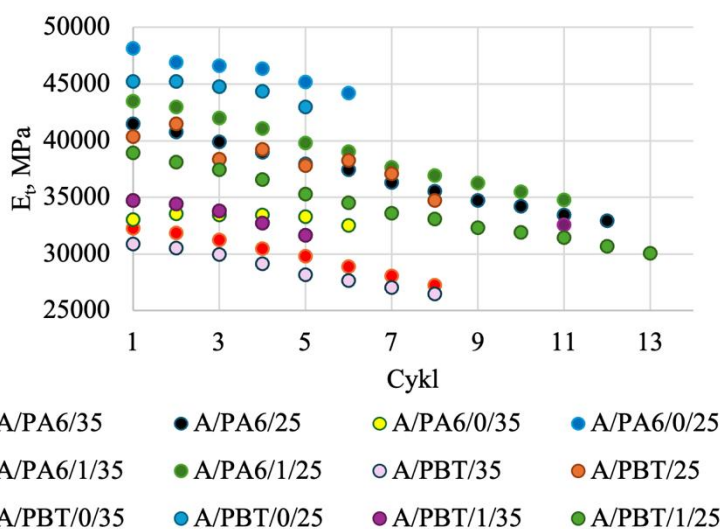
Zaobserwowane schematy wynikają z kierunku przenoszenia obciążeń. Zbrojenie 0/90° pracuje w osi rozciągania, co poprawia sztywność. Z kolei przy zbrojeniu pod kątem  $\pm 45^\circ$  dominuje mechanizm ścinania, a przy większej ilości polimeru lokalne odkształcenia mogą szybciej osłabiać strukturę. Niekiedy wzrost  $E_t$  może też wynikać z lepszej przyczepności włókien z osnową w początkowych cyklach.

### 6.6.2. Laminaty TFML

Analogicznie do kompozytów, analiza degradacji modułu sprężystości wzdłużnej została przeprowadzona również dla badanych laminatów. Tabela 6.46 oraz rysunek 6.30 przedstawiają odpowiednio wartości  $E_t$  w pierwszym i ostatnim cyklu odkształcenia oraz przebieg zmian tego parametru w kolejnych cyklach pomiarowych.

Tab. 6.46. Moduł sprężystości wzdłużnej  $E_t$  w pierwszym i ostatnim cyklu przy narastającym odkształceniu dla badanych laminatów

| Materiał   | Pierwszy cykl $E_t$ , MPa | Ostatni cykl $E_t$ , MPa | $\Delta E_t$ , % |
|------------|---------------------------|--------------------------|------------------|
| A/PA6/35   | 32288                     | 24602                    | ↓23,80           |
| A/PA6/25   | 41508                     | 32968                    | ↓20,57           |
| A/PA6/0/35 | 33052                     | 32251                    | ↓2,42            |
| A/PA6/0/25 | 48198                     | 44230                    | ↓8,23            |
| A/PA6/1/35 | 32576                     | 26079                    | ↓19,94           |
| A/PA6/1/25 | 43501                     | 34813                    | ↓19,97           |
| A/PBT/35   | 30912                     | 26529                    | ↓14,18           |
| A/PBT/25   | 40413                     | 34775                    | ↓13,95           |
| A/PBT/0/35 | 34773                     | 31680                    | ↓8,89            |
| A/PBT/0/25 | 45265                     | 43019                    | ↓4,96            |
| A/PBT/1/35 | 34773                     | 31680                    | ↓8,89            |
| A/PBT/1/25 | 38978                     | 30098                    | ↓22,77           |



Rys. 6.30. Zmiana modułu sprężystości wzdłużnej  $E_t$  w kolejnych cyklach dla badanych laminatów

Na podstawie danych zestawionych w tabeli 6.46 oraz wykresów z rysunku 6.30 widać, że wszystkie analizowane laminaty wykazują stopniowy spadek  $E_t$  w kolejnych cyklach odkształcenia. Zakres tej zmiany jest jednak bardzo zróżnicowany, ponieważ wynosił od kilkuprocentowych obniżen do spadków przekraczających 20%. Różnice te związane są zarówno z rodzajem zastosowanego polimeru w laminacie, jak i grubością warstwy polimerowej/kompozytowej oraz kierunkiem (lub brakiem) zbrojenia.

W przypadku laminatów niezbrojonych włóknami mniejsze spadki  $E_t$  odnotowano dla materiałów z PBT niż dla analogicznych układów z PA6.

W laminatach wzmocnionych tkaniną w układzie  $0/90^\circ$  wartości  $E_t$  w ostatnim cyklu były ogólnie zbliżone, jednak zauważalna była zależność od zawartości warstwy kompozytowej: przy grubości laminatu 3,5 mm zmniejszenie  $E_t$  było wyraźnie mniejsze w laminacie z PA6, natomiast w laminacie z udziałem PBT przy grubości 2,5 mm. Dla układów zbrojonych tkaniną  $\pm 45^\circ$  bardziej stabilny moduł  $E_t$  odnotowano w laminacie z PBT przy większej zawartości polimeru, natomiast przy cieńszej warstwie różnice pomiędzy laminatem z warstwą kompozytową o osnowie PA6 a PBT były minimalne. Analizując ogólną skuteczność różnych konfiguracji zbrojenia w laminatach z PBT, najbardziej stabilną odpowiedź mechaniczną pod względem zmian  $E_t$  zaobserwowano dla układów zbrojonych w kierunku  $0/90^\circ$ . Zarówno laminaty niezbrojone, jak i te zawierające zbrojenie  $\pm 45^\circ$  wykazywały podobny poziom degradacji sztywności, co wskazuje na ograniczoną efektywność tych rozwiązań w utrzymaniu modułu  $E_t$  w czasie cyklicznego obciążania. Trudniejsza do jednoznacznego określenia okazała się natomiast zależność między grubością warstwy kompozytowej a zachowaniem  $E_t$  w laminatach z kompozytami PBT zbrojonych tkaniną pod kątem  $\pm 45^\circ$  – w tej grupie laminat o mniejszej zawartości matrycy polimerowej wykazał wyraźnie większą utratę sztywności niż odpowiednik o większej zawartości polimeru, co było nietypowe na tle pozostałych konfiguracji. W przypadku laminatów z PA6 wpływ grubości warstwy kompozytowej był mniej wyraźny. W laminatach niezbrojonych różnice były pomijalne, a w konfiguracjach z kompozytami w układzie  $\pm 45^\circ$  wartości  $E_t$  pozostawały na zbliżonym poziomie, niezależnie od udziału osnowy. Niewielką przewagę stabilności  $E_t$  przy większej zawartości warstwy kompozytowej zaobserwowano jedynie w laminatach z PA6 wzmocnionych tkaniną  $0/90^\circ$ , co może świadczyć o synergii kierunku zbrojenia i właściwości osnowy w tym konkretnym przypadku. Z kolei dla laminatów PBT z układem  $0/90^\circ$  oraz niezbrojonych, grubość warstwy kompozytowej nie wpływała istotnie na utratę sztywności, co sugeruje bardziej stabilne właściwości tej matrycy niezależnie od geometrii układu.

Odpowiedzi mechaniczne laminatów są spójne z wcześniej przeanalizowanymi zachowaniami materiałów bazowych. Kompozyty PA6–CF  $0/90^\circ$  wykazywały znaczny wzrost  $E_t$ , co znajduje odzwierciedlenie w stabilniejszym zachowaniu odpowiadających im laminatów. Natomiast silna degradacja sztywności w kompozytach PBT–CF  $\pm 45^\circ$ , szczególnie przy mniejszej zawartości polimeru, przełożyła się na pogorszenie  $E_t$  także w strukturach warstwowych. Uzyskane wyniki potwierdzają, że właściwości mechaniczne warstw kompozytowych w istotny sposób determinują globalną odpowiedź mechaniczną laminatów TFML.

Laminaty wykazywały spójne zależności względem kierunku zbrojenia, rodzaju polimeru i zawartości warstwy kompozytowej. Układy zbrojone tkaniną  $0/90^\circ$  charakteryzowały się największą stabilnością  $E_t$ , niezależnie od rodzaju osnowy. Zbrojenie  $\pm 45^\circ$  oraz brak zbrojenia prowadziły do większych spadków sztywności. Wpływ grubości warstwy kompozytowej zazwyczaj wskazywał

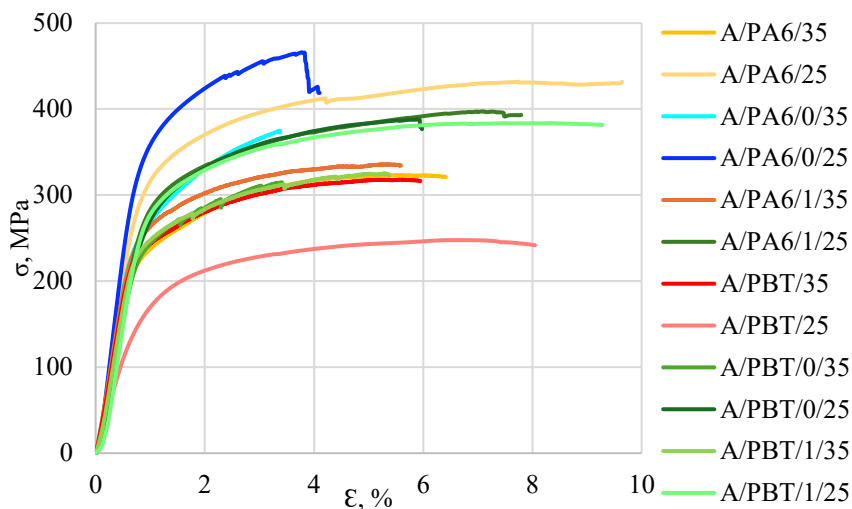
na korzystniejsze zachowanie przy mniejszej ilości polimeru, z wyjątkiem laminatów PBT zbrojonych  $\pm 45^\circ$ , gdzie cieńszy wariant szybciej tracił sztywność. Podobny, choć mniej wyraźny efekt wystąpił też w laminatach PA6-CF 0/90°.

Zachowanie degradacji  $E_t$  można powiązać analogicznie jak w przypadku materiałów bazowych z kierunkiem przenoszenia obciążeń. Zbrojenie 0/90° skutecznie zwiększa sztywność wzdłużną, ponieważ przejmuje naprężenia w osi rozciągania. Z kolei przy orientacji  $\pm 45^\circ$  dominują naprężenia ścinające, które sprzyjają lokalnym odkształceniom i stopniowej degradacji struktury.

## 6.7. STATYCZNA PRÓBA TRÓJPUNKTOWEGO ZGINANIA

Laminaty FML znajdują zastosowanie w strukturach powłokowych, gdzie szczególne znaczenie mają ich właściwości w zakresie obciążeń gnących. Z tego względu przeprowadza się badania trójpunktowego zginania, które pozwalają na kompleksową ocenę właściwości mechanicznych, identyfikację mechanizmów zniszczenia, ocenę jakościowej adhezji międzywarstwowej. W związku z tym przeprowadza się badania trójpunktowego zginania, które umożliwiają kompleksową ocenę właściwości mechanicznych, identyfikację mechanizmów zniszczenia oraz jakościową ocenę adhezji międzywarstwowej [157,163,165,446,447].

W celu określenia wytrzymałości na zginanie badanych laminatów przeprowadzono statyczne testy trójpunktowego zginania, a uzyskane przebiegi naprężenie–odkształcenie przedstawiono na rysunku 6.31. Na ich podstawie wyznaczono parametry mechaniczne, takie jak moduł sprężystości przy zginaniu  $E_f$ , maksymalne naprężenie  $\sigma_M$  oraz maksymalne odkształcenie zginające  $\epsilon_b$ , których wartości zestawiono w tabelach 6.47 – 6.49. Dodatkowo na rysunkach 6.32–6.34 przedstawiono wykresy słupkowe z kategoriami posortowanymi według wartości, ilustrujące kolejno: moduł sprężystości przy zginaniu (rys. 6.32), wytrzymałość na zginanie (rys. 6.33) oraz maksymalne odkształcenie do zniszczenia w statycznej próbie trójpunktowego zginania (rys. 6.34).



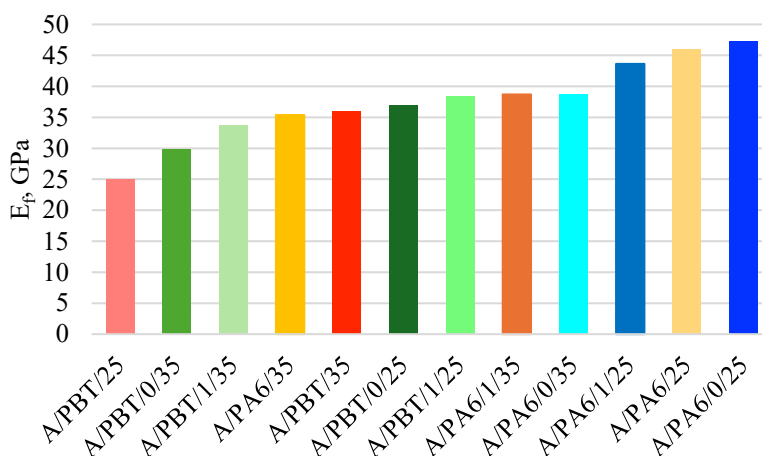
Rys. 6.31. Krzywe naprężenie–odkształcenie laminatów w statycznej próbie trójpunktowego zginania

#### a.Moduł sprężystości przy zginaniu

Tab. 6.47. Moduł sprężystości przy zginaniu  $E_f$  laminatów

| Materiał   | $E_f$ , GPa |       |       |       |       |       |           |      |
|------------|-------------|-------|-------|-------|-------|-------|-----------|------|
|            | 1           | 2     | 3     | 4     | 5     | 6     | $\bar{x}$ | s    |
| A/PA6/35   | 36,47       | 37,98 | 37,16 | 27,64 | 37,59 |       | 35,37     | 4,36 |
| A/PA6/25   | 40,94       | 44,23 | 49,08 | 40,80 | 49,72 | 50,78 | 45,93     | 4,51 |
| A/PA6/0/35 | 39,05       | 41,85 | 37,76 | 37,30 | 37,82 |       | 38,76     | 1,85 |
| A/PA6/0/25 | 40,20       | 43,70 | 45,17 | 52,09 | 55,05 |       | 47,24     | 6,14 |
| A/PA6/1/35 | 39,53       | 36,10 | 37,16 | 36,09 | 44,57 |       | 38,69     | 3,57 |
| A/PA6/1/25 | 39,63       | 50,74 | 42,37 | 44,80 | 40,60 |       | 43,63     | 4,44 |
| A/PBT/35   | 36,21       | 33,21 | 35,28 | 36,34 | 38,58 |       | 35,92     | 1,94 |
| A/PBT/25   | 41,34       | 23,10 | 21,21 | 17,61 | 15,68 | 30,54 | 24,91     | 9,56 |
| A/PBT/0/35 | 27,48       | 34,37 | 32,97 | 21,82 | 30,70 | 31,33 | 29,78     | 4,54 |
| A/PBT/0/25 | 33,95       | 34,34 | 38,39 | 40,37 | 37,27 | 36,84 | 36,86     | 2,44 |
| A/PBT/1/35 | 35,18       | 28,93 | 32,80 | 35,73 | 35,98 |       | 33,73     | 2,65 |
| A/PBT/1/25 | 33,26       | 35,94 | 31,36 | 45,61 | 41,05 | 43,06 | 38,38     | 5,71 |





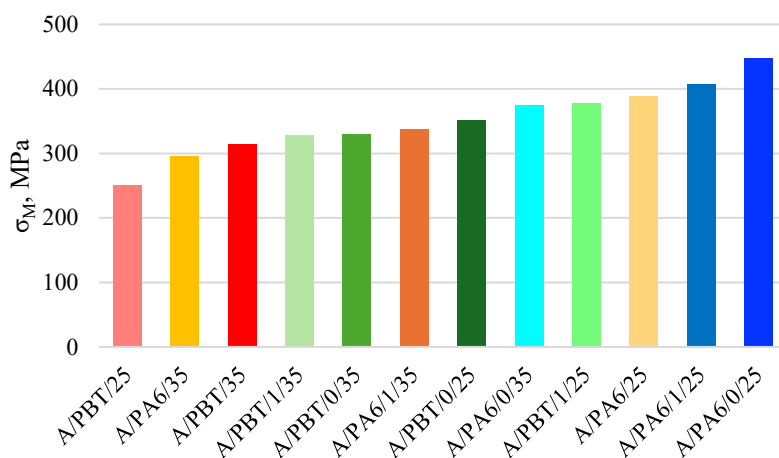
Rys. 6.32. Porównanie wartości modułu sprężystości przy zginaniu laminatów

Laminaty z udziałem PA6 wykazują wyższą sztywność w statycznej próbie trójpunktowego zginania niż te z PBT, co potwierdza lepsze właściwości tego materiału w strukturach warstwowych. Zbrojenie włóknami węglowymi w układzie 0/90 znacząco poprawia sztywność, zwłaszcza przy mniejszej zawartości polimeru, co w przypadku układu  $\pm 45^\circ$  jest mniej widoczne. Struktury z PBT charakteryzują się niższymi wartościami modułu sprężystości przy zginaniu oraz większym odchyleniem standardowym wyników. Mając na uwadze przeprowadzone badania i otrzymanie korzystnych wyników podczas statycznej próby rozciągania kompozytów PBT w odniesieniu do kompozytów PA6 można przypuszczać, że świadczy to o słabej jakości adhezji międzywarstwowej i nieefektywnym połączeniu warstw w strukturze laminatu.

### b. Wytrzymałość na zginanie

Tab. 6.48. Maksymalne naprężenie zginające  $\sigma_M$  laminatów

| Materiał   | $\sigma_M$ , MPa |     |     |     |     |     | $\bar{x}$ | s     |
|------------|------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----------|-------|
|            | 1                | 2   | 3   | 4   | 5   | 6   |           |       |
| A/PA6/35   | 279              | 323 | 296 | 241 | 338 |     | 295,40    | 38,10 |
| A/PA6/25   | 331              | 400 | 448 | 314 | 446 | 388 | 387,83    | 56,27 |
| A/PA6/0/35 | 375              | 380 | 377 | 361 | 378 |     | 374,20    | 7,60  |
| A/PA6/0/25 | 421              | 422 | 429 | 466 | 497 |     | 447,00    | 33,49 |
| A/PA6/1/35 | 336              | 327 | 317 | 344 | 360 |     | 336,80    | 16,42 |
| A/PA6/1/25 | 397              | 460 | 411 | 407 | 362 |     | 407,40    | 35,18 |
| A/PBT/35   | 318              | 308 | 306 | 313 | 327 |     | 314,40    | 8,44  |
| A/PBT/25   | 362              | 248 | 217 | 213 | 150 | 315 | 250,83    | 76,45 |
| A/PBT/0/35 | 343              | 341 | 337 | 276 | 315 | 360 | 328,67    | 29,56 |
| A/PBT/0/25 | 267              | 303 | 397 | 406 | 345 | 388 | 351,00    | 56,40 |
| A/PBT/1/35 | 339              | 328 | 311 | 337 | 325 |     | 328,00    | 11,18 |
| A/PBT/1/25 | 339              | 361 | 378 | 424 | 384 | 388 | 377,20    | 28,48 |



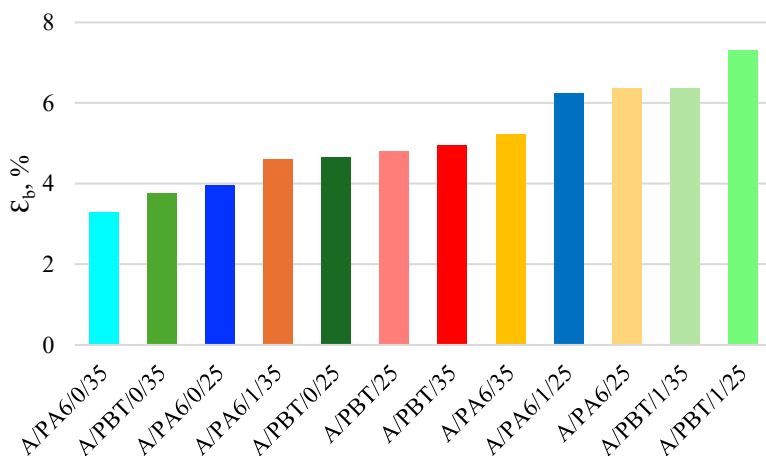
Rys. 6.33. Porównanie wartości wytrzymałości na zginanie badanych laminatów

Laminaty z udziałem PA6 wykazują średnio wyższą wytrzymałość na zginanie niż te z PBT, zwłaszcza przy zastosowaniu zbrojenia w układzie 0/90. Co ciekawe, w przypadku laminatów z kompozytem PBT wzmocnionym tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$ , wytrzymałość okazuje się wyższa niż dla 0/90°, co może wskazywać na korzystniejszy rozkład naprężeń lub lepszą adhezję materiałów w tej płycie. W laminatach z niezbrojonym PA6 widoczna jest poprawa wytrzymałości przy zmniejszeniu grubości warstwy polimerowej, natomiast dla niezbrojonego PBT zależność jest odwrotna. Zbrojenie laminatu kompozytem PA6 o ukierunkowaniu tkaniny 0/90° okazuje się bardziej efektywne niż w przypadku PBT.

### c. Maksymalne odkształcenie przy zniszczeniu

Tab. 6.49. Maksymalne odkształcenie przy zniszczeniu  $\epsilon_b$  laminatów

| Materiał   | $\epsilon_b, \%$ |      |       |      |       |      |           |      |
|------------|------------------|------|-------|------|-------|------|-----------|------|
|            | 1                | 2    | 3     | 4    | 5     | 6    | $\bar{x}$ | s    |
| A/PA6/35   | 3,08             | 5,64 | 5,56  | 6,12 | 5,70  | –    | 5,22      | 1,22 |
| A/PA6/25   | 4,41             | 7,49 | 9,97  | 2,62 | 10,63 | 3,04 | 6,36      | 3,50 |
| A/PA6/0/35 | 3,37             | 2,95 | 3,90  | 2,64 | 3,51  | –    | 3,28      | 0,49 |
| A/PA6/0/25 | 4,44             | 3,47 | 4,36  | 3,77 | 3,72  | –    | 3,95      | 0,43 |
| A/PA6/1/35 | 5,33             | 5,69 | 2,69  | 4,14 | 5,09  | –    | 4,59      | 1,20 |
| A/PA6/1/25 | 7,09             | 5,89 | 6,40  | 6,04 | 5,78  | –    | 6,24      | 0,53 |
| A/PBT/35   | 5,58             | 5,32 | 3,35  | 5,03 | 5,40  | –    | 4,94      | 0,91 |
| A/PBT/25   | 4,34             | 6,82 | 3,58  | 3,60 | 5,61  | 4,89 | 4,81      | 1,26 |
| A/PBT/0/35 | 3,26             | 4,48 | 3,25  | 3,76 | 3,41  | 4,32 | 3,75      | 0,54 |
| A/PBT/0/25 | 2,59             | 3,28 | 4,75  | 5,01 | 4,35  | 5,92 | 4,66      | 0,96 |
| A/PBT/1/35 | 6,97             | 6,38 | 7,19  | 6,00 | 5,31  | –    | 6,37      | 0,76 |
| A/PBT/1/25 | 4,44             | 7,53 | 12,82 | 6,43 | 8,30  | 4,31 | 7,30      | 3,14 |



Rys 6.34. Porównanie wartości maksymalnego odkształcenia przy zniszczeniu w statycznej próbie trójpunktowego zginania badanych laminatów

Ostatnią analizowaną właściwością zarejestrowaną podczas statycznej próby trójpunktowego zginania jest maksymalne odkształcenie przy zniszczeniu  $\epsilon_b$ . Najwyższe średnie wartości osiągnął laminat A/PBT/1/25 a kolejno A/PBT/1/35 i A/PA6/25 natomiast najniższe wartości A/PA6/0/35, A/PBT/0/35 i A/PA6/0/25. W materiałach z niezbrojonym PA6 zauważalny był wzrost  $\epsilon_b$  przy zmniejszeniu grubości warstwy polimerowej, natomiast dla laminatów z niezbrojonym PBT zawartość tworzywa nie miała istotnego wpływu na ten parametr. W przypadku laminatów z kompozytami na bazie PA6 oraz PBT redukcja zawartości polimeru również skutkowała zwiększeniem odkształcenia przy zniszczeniu, co może wskazywać na większy udział warstw metalicznych w przenoszeniu deformacji. Zarówno dla PA6, jak i PBT, wyższe wartości  $\epsilon_b$  zaobserwowano dla laminatów z kompozytami wzmocnionymi układem tkaniny  $\pm 45^\circ$  w porównaniu do 0/90°, co może być efektem większej podatności na lokalne odkształcenia ścinające. Największe odchylenia standardowe wystąpiły w laminatach A/PA6/25 i A/PBT/1/25, co może świadczyć o niejednorodności materiałowej. Wyniki sugerują, że konfiguracje laminatów z kompozytami o orientacji włókien  $\pm 45^\circ$  oraz mniejszą zawartością tworzywa sprzyjają większym deformacjom przed uszkodzeniem, co może mieć znaczenie w kontekście odporności na inicjację pęknięć i zdolności do pochłaniania energii

#### d.Ocena statystyczna

W celu oceny, w jaki sposób rodzaj polimeru, zawartość polimeru w laminacie oraz rodzaj zbrojenia wpływają na właściwości mechaniczne przy zginaniu, planowano przeprowadzenie analizy MANOVA. W pierwszej kolejności sprawdzono, czy dane w poszczególnych grupach spełniają założenie normalności rozkładu. W kilku przypadkach, takich jak laminat A/PA6/35 (dla wszystkich trzech właściwości: modułu sprężystości, wytrzymałości i odkształcenia przy zginaniu), laminat A/PA6/0/35 (dla wytrzymałości) oraz laminat A/PBT/35 (dla odkształcenia), nie uzyskano rozkładu normalnego. Następnie zweryfikowano założenie homogeniczności macierzy kowariancji, którego brak potwierdził test Boxa ( $p\text{-value} < 0,001$ ). W związku z niespełnieniem kluczowych założeń analizy MANOVA, zdecydowano się na zastosowanie alternatywnego, nieparametrycznego podejścia statystycznego. W dalszej analizie wykorzystano testy Kruskala–Wallisa, przeprowadzone osobno dla każdej z właściwości mechanicznych, których hipotezy zerowa brzmiała: *zmiana rodzaju polimeru, rodzaju wzmocnienia oraz zawartości polimeru nie powoduje istotnych różnic w analizowanych wartościach (moduł sprężystości przy zginaniu, wytrzymałość na zginanie, maksymalne odkształcenie do zniszczenia) badanych materiałów*. Analizy przeprowadzono przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ . Wartości p-value mniejsze od ustalonego progu istotności zostały wyróżnione pogrubioną czcionką. Wyniki dotyczące modułu sprężystości przy zginaniu, maksymalnego naprężenia zginającego oraz odkształcenia przy zginaniu przedstawiono odpowiednio w tabelach 6.50 – 6.52. Jako pierwszą zaprezentowano tabelę dotyczącą modułu sprężystości przy zginaniu przedstawioną poniżej:

Tab. 6.50. Wartości p-value dla efektów głównych uzyskane z testu Kruskala–Wallisa

| Efekt              | Ranga                                         | p-value |
|--------------------|-----------------------------------------------|---------|
| Rodzaj polimeru    | PA6 – 45,13<br>PBT – 21,94                    | <0,001  |
| Wzmocnienie        | brak – 30,68<br>0/90° – 33,18<br>±45° – 35,24 | 0,731   |
| Zawartość polimeru | 3,5 mm – 25,87<br>2,5 mm – 39,50              | 0,004   |

W odniesieniu do tabeli 6.50 wykazano istotny wpływ rodzaju polimeru oraz grubości rdzenia na moduł sprężystości przy zginaniu, przy czym wyższe średnie rangi (wskazujące na wyższy moduł) odnotowano dla laminatów z udziałem PA6 oraz z mniejszą zawartością tworzywa w laminacie. Rodzaj wzmocnienia nie miał istotnego znaczenia, w związku z czym nie przeprowadzono dalszych analiz post-hoc. Dla pozostałych czynników, ze względu na porównanie jedynie dwóch grup, również nie zachodziła potrzeba dodatkowej analizy par. W dalszej kolejności przedstawiono wyniki dotyczące maksymalnego naprężenia zginającego (tab. 6.51).

Tab. 6.51. Wartości p-value dla efektów głównych uzyskane z testu Kruskala–Wallisa

| Efekt              | Ranga                                         | p-value |
|--------------------|-----------------------------------------------|---------|
| Rodzaj polimeru    | PA6 – 40,52<br>PBT – 26,15                    | 0,002   |
| Wzmocnienie        | brak – 21,89<br>0/90° – 39,82<br>±45° – 37,50 | 0,003   |
| Zawartość polimeru | 3,5 mm – 24,77<br>2,5 mm – 40,50              | <0,001  |

Na podstawie tabeli przedstawionej powyżej, stwierdzono istotny wpływ wszystkich analizowanych czynników na maksymalne naprężenie zginające. Wyższe średnie rangi (wskazujące na wyższą wytrzymałość na zginanie) odnotowano dla laminatów z udziałem PA6, z wzmocnieniem w układzie 0/90° oraz ±45°, a także dla próbek o mniejszej zawartości polimeru w przekroju. Ze względu na istotność wpływu rodzaju wzmocnienia przeprowadzono analizę post-hoc testem Manna–Whitneya z korektą Bonferroniego. Wykazano istotną różnicę między próbami bez wzmocnienia a układem 0/90° (p-value=**0,005**), natomiast różnice pomiędzy pozostałymi parami, czyli brak wzmocnienia vs ±45° (p-value=0,020) oraz 0/90° vs ±45° (p-value=1), nie były istotne statystycznie po korekcie. W ostatniej kolejności przedstawiono wyniki dotyczące maksymalnego odkształcenia do zniszczenia (tab. 6.52).

Tab. 6.52. Wartości p-value dla efektów głównych uzyskane z testu Kruskala–Wallisa

| Efekt              | Ranga                                         | p-value |
|--------------------|-----------------------------------------------|---------|
| Rodzaj polimeru    | PA6 – 31,66<br>PBT – 34,22                    | 0,586   |
| Wzmocnienie        | brak – 34,95<br>0/90° – 19,11<br>±45° – 45,50 | <0,001  |
| Zawartość polimeru | 3,5 mm – 29,61<br>2,5 mm – 36,09              | 0,168   |

Z analizy przedstawionych danych wynika, że istotny wpływ na maksymalne odkształcenie do zniszczenia ma rodzaj wzmocnienia. Najwyższe średnie rangi odnotowano dla laminatów z tkaniną w układzie ±45°, najniższe – dla układu 0/90°. Rodzaj zastosowanego tworzywa sztucznego oraz zawartość warstwy polimerowej w laminacie nie miały istotnego wpływu na ten parametr. Analiza post hoc z korektą Bonferroniego wykazała istotne różnice pomiędzy próbami: brak wzmocnienia vs 0/90° (p-value=**0,016**) oraz 0/90° vs ±45° (p-value<**0,001**). Różnica między próbami bez wzmocnienia i ±45° nie była istotna statystycznie (p=0,203).

### e. Porównanie właściwości wytrzymałościowych wyznaczonych w próbie zginania z właściwościami w próbie rozciągania

W celu oceny, jak dany laminat reaguje na różne rodzaje obciążeń, obliczono różnicę pomiędzy modułem sprężystości wyznaczonym w próbie rozciągania i w próbie zginania zgodnie z równaniem 6.6. Analogicznie przeanalizowano wytrzymałość oraz odkształcenie do zniszczenia, a uzyskane różnice zestawiono w tabeli 6.53, w której dodatkowo oznaczono kierunek zmian jako tendencję zachowania materiału.

$$\Delta E = \frac{E_t - E_f}{E_f} \cdot 100\% \quad (6.7)$$

gdzie:

–  $\Delta E$  – różnica modułu sprężystości w zależności od rodzaju obciążenia, %

–  $E_t$  – moduł sprężystości przy zginaniu, GPa

–  $E_f$  – moduł sprężystości przy rozciąganiu, GPa

Tab. 6.53. Różnice w module sprężystości  $\Delta E$ , wytrzymałości  $\Delta \sigma$  i odkształceniu do zniszczenia  $\Delta \epsilon$  w zależności od rodzaju obciążenia dla badanych laminatów

| Grubość laminatu, mm | Zastosowany polimer | Rodzaj wzmocnienia | $\Delta E$ , % | $\Delta \sigma$ , % | $\Delta \epsilon$ , % |
|----------------------|---------------------|--------------------|----------------|---------------------|-----------------------|
| 3,5                  | PA6                 | –                  | ↓8,26          | ↓44,23              | ↑34,10                |
|                      |                     | 0/90°              | ↑5,73          | ↓47,65              | ↓69,51                |
|                      |                     | ±45°               | ↑1,47          | ↓50,06              | ↓56,43                |
|                      | PBT                 | –                  | ↓8,94          | ↓56,66              | ↓39,27                |
|                      |                     | 0/90°              | ↑20,75         | ↓48,50              | ↓73,33                |
|                      |                     | ±45°               | ↑15,92         | ↓54,20              | ↓52,90                |
| 2,5                  | PA6                 | –                  | ↑2,37          | ↓50,78              | ↓5,66                 |
|                      |                     | 0/90°              | ↑2,62          | ↓40,07              | ↓74,68                |
|                      |                     | ±45°               | ↑3,05          | ↓47,61              | ↓19,87                |
|                      | PBT                 | –                  | ↑32,88         | ↓40,87              | ↑3,95                 |
|                      |                     | 0/90°              | ↑26,18         | ↓23,29              | ↓78,54                |
|                      |                     | ±45°               | ↑2,42          | ↓47,04              | ↓17,81                |

Zgodnie z danymi przedstawionymi powyżej, można zaobserwować, że w większości przypadków wartości  $\Delta E$  wskazują na wyższy moduł w rozciąganiu, co oznacza lepsze parametry sztywności przy tym rodzaju obciążenia. Wyjątkiem są układy laminatów A/PA6/35 i A/PBT/35, gdzie sztywność była większa podczas obciążeń gnących. Grubość laminatu miała wyraźny wpływ na  $\Delta E$  ponieważ próbki z mniejszą zawartością tworzywa osiągały wyższe wartości (11,59% ↑) niż próbki z wyższą zawartością polimeru (3,5 mm, 4,45% ↑). Istotny był również rodzaj polimeru gdyż laminaty z PA6 charakteryzowały się bardzo małą różnicą (1,17% ↑), a laminaty z PBT znacznie większą (14,87% ↑), co wskazuje, że sztywność PBT silniej zależy od rodzaju obciążenia. W odniesieniu do zbrojenia największą różnicę modułu sprężystości

między rozciąganiem a zginaniem odnotowano w zbrojeniu laminatów o orientacji  $0/90^\circ$  (13,82% ↑), podczas gdy brak wzmocnienia (4,51% ↑) i orientacja  $\pm 45^\circ$  (5,72% ↑) wiązały się z mniejszymi wartościami.

Kolejnym istotnym parametrem jest wytrzymałość, dlatego porównano maksymalne naprężenia do zniszczenia uzyskane w próbie rozciągania i zginania. W próbie rozciągania wszystkie laminaty osiągały niższe wartości maksymalnych naprężeń niż w próbie zginania. Średnia wartość  $\Delta\sigma$  dla laminatów o grubości 3,5 mm wyniosła około 50% (↓), a dla laminatów o grubości 2,5 mm około 42% (↓), co wskazuje na większe różnice w laminatach o większej zawartości matrycy. Pod względem rodzaju polimeru większe różnice odnotowano w laminatach z PA6 (56% ↓) niż z PBT (45% ↓). Analiza wpływu zbrojenia wykazała, że najmniejsze różnice dotyczyły układu  $0/90^\circ$  (40% ↓), podczas gdy brak zbrojenia (48% ↓) i orientacja włókien  $\pm 45^\circ$  (50% ↓) wiązały się z większym spadkiem wytrzymałości w rozciąganiu względem zginania.

Oprócz modułu i wytrzymałości istotnym parametrem oceny zachowania laminatów jest także odkształcenie do zniszczenia. W przypadku  $\Delta\epsilon$  tylko dwa laminaty (A/PA6/35 i A/PBT/25) osiągnęły wartości dodatnie, co oznaczało wyższe odkształcenie w próbie rozciągania niż w zginaniu. We wszystkich pozostałych konfiguracjach odkształcenie było niższe w rozciąganiu, przy czym różnice były większe w laminatach o grubości 3,5 mm (↓51,5%) niż w laminatach 2,5 mm (↓32%). Zastosowany polimer miał niewielki wpływ, wartości dla PA6 wyniosły średnio ↓38%, a dla PBT ↓43%. Wyraźniejszy efekt dawało zbrojenie: brak wzmocnienia wiązał się z bardzo małymi różnicami (↓1,72%), układ  $0/90^\circ$  prowadził do największych spadków (↓74%), natomiast orientacja  $\pm 45^\circ$  do umiarkowanych wartości (↓37%). Podsumowując, przeprowadzone analizy wykazały, że sztywność laminatów była z reguły wyższa w rozciąganiu, natomiast maksymalna wytrzymałość i odkształcenie do zniszczenia częściej osiągały większe wartości w zginaniu. Laminaty o mniejszej zawartości polimeru oraz te z udziałem PBT silniej reagowały wzrostem sztywności przy rozciąganiu, co wskazuje na ich większy potencjał zastosowań w elementach obciążanych osiowo. Z kolei laminaty o większej zawartości tworzywa oraz te z udziałem PA6 osiągały wyższe wartości wytrzymałości i odkształcenia w zginaniu niż w rozciąganiu, co czyni je korzystniejszymi w zastosowaniach konstrukcyjnych narażonych na obciążenia gnące.

## 6.8. CHARAKTERYSTYKA USZKODZEŃ I PRZEŁOMÓW

W niniejszym rozdziale przedstawiono analizę mechanizmów uszkodzeń i morfologii przełomów po statycznych próbach wytrzymałościowych. Ocenę przeprowadzono oddzielnie dla kompozytów i laminatów z uwzględnieniem wpływu rodzaju oraz zawartości matrycy polimerowej a także rodzaju zbrojenia.

### 6.8.1. Kompozyty tkane pod wpływem obciążeń rozciągających

W tej części przedstawiono charakterystykę uszkodzeń tkanych kompozytów, powstałych w wyniku statycznego rozciągania. Oceny dokonano na podstawie obserwacji mikroskopowych z wykorzystaniem SEM. Szczegółowy opis uszkodzeń dla każdego z analizowanych materiałów zawarto w tabeli 6.53, natomiast rysunek 6.35 przedstawia wybrane, charakterystyczne formy zniszczeń.

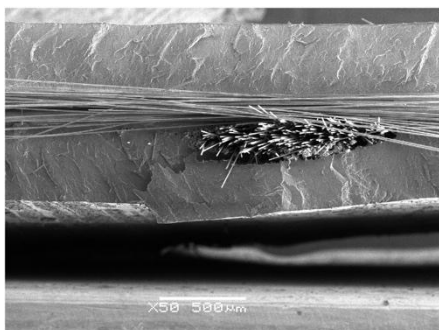
Tab. 6.53. Opis powierzchni przełomów tkanych kompozytów

| Materiał | Charakterystyka powierzchni przełomu                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        |
|----------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| PA6/0/10 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Widoczne wiązki włókien wyciągnięte z osnowy,</li> <li>– Brak resztek matrycy na wielu włóknach,</li> <li>– Pęknięcia osnowy o charakterze kruchym,</li> <li>– Włókna złamane i pofragmentowane, o różnej długości,</li> <li>– Obszary lokalnie porowate, z obecnością pustek,</li> </ul>                          |
| PA6/0/05 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Przełom miejscowo nieregularny z powodu wyciągniętych wiązek włókien wzdłuż 0°,</li> <li>– Kruchy charakter pęknięcia</li> <li>– Wyciąganie włókien z osnowy, lokalnie z pozostałościami matrycy,</li> <li>– Pęknięcia matrycy wzdłuż powierzchni międzywarstwowej</li> </ul>                                      |
| PA6/1/10 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Przełom nieregularny, z lokalnymi zmianami wysokości,</li> <li>– Włókna wyciągnięte z matrycy, pozbawione polimeru na powierzchni,</li> <li>– Złamane włókna,</li> <li>– Lokalne puste przestrzenie i mikropory wzdłuż strefy pęknięcia</li> </ul>                                                                 |
| PA6/1/05 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Przełom nieregularny, duże różnice w wysokości,</li> <li>– Skośne pęknięcia wzdłuż struktury tkaniny,</li> <li>– Brak osnowy między wiązkami włókien,</li> <li>– Lokalnie brak widocznego przylegania polimeru do włókien,</li> <li>– Złamane włókna,</li> <li>– Pęknięcia osnowy o charakterze kruchym</li> </ul> |
| PBT/0/10 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Widoczne wiązki włókien wyciągnięte z osnowy,</li> <li>– Brak resztek matrycy na wielu włóknach,</li> <li>– Przełom raczej płaski,</li> <li>– Oddzielenie warstw tkaniny od matrycy (zniszczenie na granicy faz),</li> <li>– Pęknięcia osnowy o charakterze kruchym</li> </ul>                                     |
| PBT/0/05 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Przełom miejscowo nieregularny z powodu wyciągniętych wiązek włókien wzdłuż 0°,</li> <li>– Wyciąganie włókien,</li> <li>– Oddzielenie warstw tkaniny od matrycy (zniszczenie na granicy faz),</li> <li>– Kruchy charakter pęknięcia</li> </ul>                                                                     |

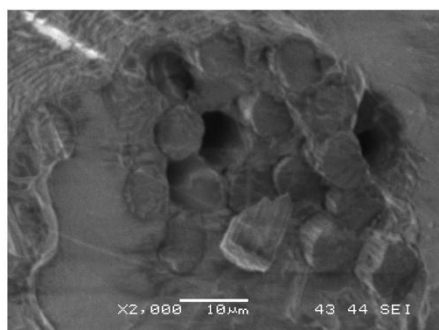


| Material | Charakterystyka powierzchni przełomu                                                                                                                                                                                                                                                                                                  |
|----------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| PBT/1/10 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Nieregularna powierzchnia przełomu,</li> <li>– Wyciąganie włókien,</li> <li>– Złamane włókna,</li> <li>– Puste przestrzenie pomiędzy wiązkami włókien,</li> <li>– Pęknięcia osnowy o charakterze kruchym</li> </ul>                                                                          |
| PBT/1/05 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Przełom nieregularny, duże różnice w wysokości,</li> <li>– Lokalne rozwarstwienie,</li> <li>– Kruchy charakter pęknięcia osnowy,</li> <li>– Złamane włókna o zróżnicowanej długości,</li> <li>– Wyrwania włókien,</li> <li>– Oderwania włókien (pojedynczych jak i całych wiązek)</li> </ul> |

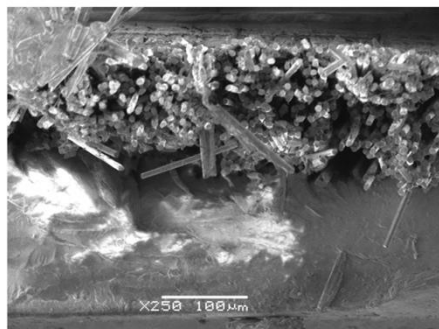
a)



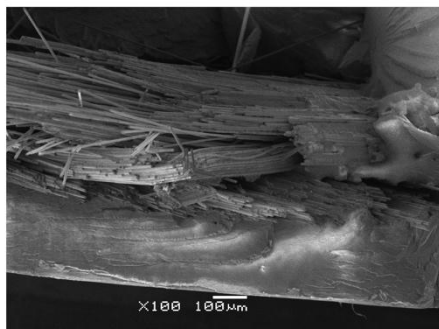
b)



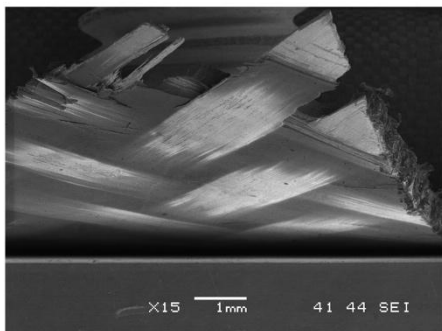
c)



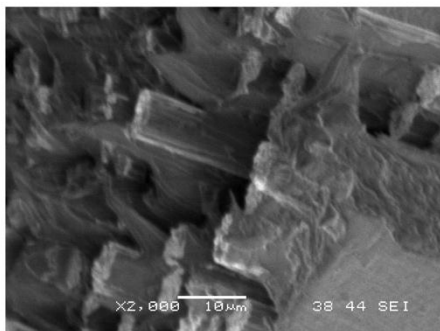
d)



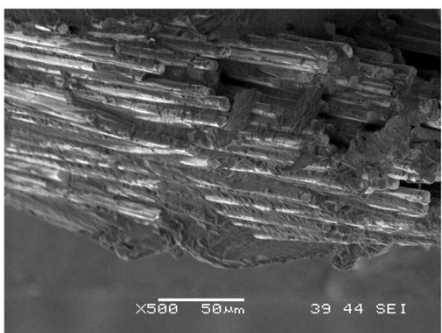
e)



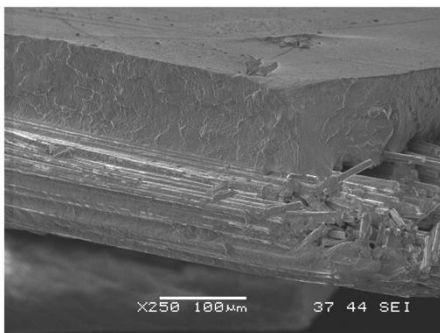
f)



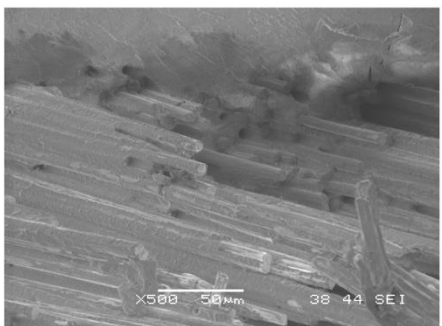
g)



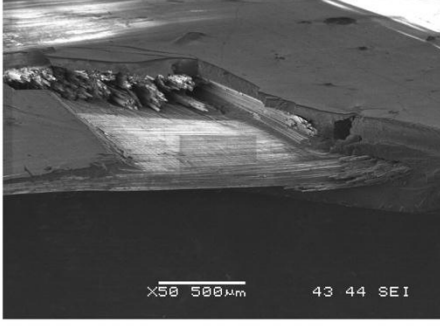
h)



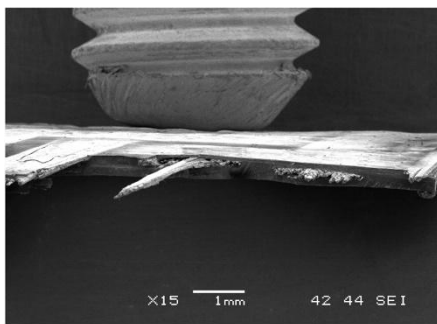
i)



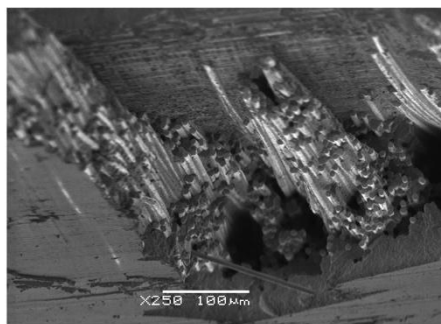
j)



k)



l)



Rys. 6.35. Formy zniszczenia obserwowane na powierzchniach przełomu: a) kompozyt wzmocniony tkaniną o orientacji 0/90° z cechami kruchego pęknięcia, b) wyciągnięte pozbawione polimeru włókna z osnowy, widoczne pustki w pobliżu wiązek włókien, c) oddzielenie tkaniny od matrycy (zniszczenie na granicy faz), d) niewypełnione przez matrycę polimerową obszary między włóknami, e) zróżnicowana topografia powierzchni, odsłonięte wiązki włókien w układzie  $\pm 45^\circ$  f) złamane włókna, g) lokalny brak przylegania osnowy do włókien, h) separacja warstw kompozytu wzdłuż granicy włókna-matryca, i) wyciąganie włókien j) lokalnie oderwana wiązka włókien z osnowy, k) lokalna nieregularność pęknięcia, l) złamanie włókien

Analiza przełomów kompozytów wykazała, że najczęstszym zjawiskiem było wyciąganie włókien z osnowy. Włókna były często połamane lub zakończone ostro, (co może wskazywać na dominację trybu uszkodzenia włókien w rozciąganiu według klasyfikacji Pucka) a w wielu przypadkach pozbawione osnowy na swojej powierzchni. Występowały także lokalne puste przestrzenie między włóknami, wskazujące na niepełną impregnację kompozytu, co świadczy o słabym lokalnym przyleganiu osnowy do włókien. W kompozytach wzmocnionych tkaniną o orientacji  $\pm 45^\circ$  przełomy są znacznie bardziej nieregularne, natomiast w przypadku orientacji 0/90° powierzchnie przełomu są bardziej uporządkowane, z dominacją prostopadłych wiązek włókien i mniej rozwiniętą strefą zniszczenia, co dotyczyło kompozytów z udziałem PA6, jak i PBT, niezależnie od zawartości tworzywa. Zbrojenie tkaniną o orientacji włókien  $\pm 45^\circ$  prowadzi do złożonych mechanizmów uszkodzeń z udziałem ścinania, podczas gdy w 0/90° dominuje pękanie wzdłuż osnowy i prostszy mechanizm separacji. Mniejsza zawartość polimeru w tkanym kompozycie wiąże się z większą nieregularnością przełomu i wyraźniejszym rozwarstwieniem, a w kompozytach z większą ilością tworzywa, częściej obserwuje się zwarte pęknięcia i wyraźniejsze oddzielenie faz. Cieńsza osnowa sprzyja lokalnym koncentracjom naprężeń i punktowym uszkodzeniom, natomiast grubsza działa stabilizująco, ale ułatwia też propagację pęknięcia na większą skalę. Oba termoplasty charakteryzują się podobnymi cechami uszkodzeń w tych samych konfiguracjach wzmocnień.

## 6.8.2. Laminaty pod wpływem obciążeń rozciągających

Po przeprowadzeniu obserwacji mikroskopowych powierzchni przełomu określono główne cechy morfologiczne oraz mechanizmy zniszczenia w TFML po próbie rozciągania. W tabeli 6.54 zestawiono najczęściej występujące zjawiska widoczne na obrazach SEM dla wybranych konfiguracji materiałowych.

Tab. 6.54 Opis powierzchni przełomów laminatów

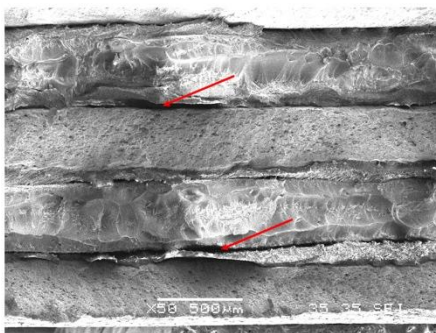
| Material   | Charakterystyka powierzchni przełomu                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                           |
|------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| A/PA6      | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Delaminacja</li> <li>– Powierzchnie przełomu w zewnętrznych warstwach aluminium są stosunkowo gładkie i płaskie, natomiast środkowa warstwa cechuje się nieregularnymi zagłębieniami,</li> <li>– W środkowej warstwie widoczne wgłębienia „dimple fracture”, warstwy zewnętrzne również wykazują cechy ciągłego zniszczenia, choć w mniej wyraźnym stopniu.</li> <li>– Mieszany charakter przełomu warstwy tworzywa – lokalnie chropowaty, miejscowo gładki.</li> </ul>                                                                                                                                                                                                               |
| A/PA6/0/35 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Lokalna delaminacja,</li> <li>– Pojedyncze pory powietrzne,</li> <li>– Wyciąganie włókien,</li> <li>– Odsłonięta powierzchnia włókien,</li> <li>– Brak resztek osnowy na wybranych włóknach,</li> <li>– Złamane włókna o nieregularnej długości,</li> <li>– Górna i dolna warstwa aluminium mają gładkie, miejscowo lekko zróżnicowane przełomy, natomiast środkowa warstwa charakteryzuje się najbardziej jednolitą i płaską powierzchnią.</li> </ul>                                                                                                                                                                                                                                |
| A/PA6/0/25 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Uporządkowany charakter przełomu, z wyraźnym przebiegiem wzdłuż płaszczyzny rozdziału warstw metal–kompozyt,</li> <li>– Dominującym przebieg pęknięcia wzdłuż jednej, względnie płaskiej płaszczyzny,</li> <li>– Brak gwałtownych zmian wysokości przełomu,</li> <li>– Wyciąganie włókien,</li> <li>– Ślady po wyciągniętej wiązce włókien w matrycy</li> <li>– Złamanie włókien,</li> <li>– Rozwarstwienie na granicy folii adhezyjnej a kompozytu,</li> <li>– Górna warstwa aluminium ma nieregularny przełom z lokalnymi wypukłościami, środkowa warstwa jest płaska i stosunkowo jednolita, natomiast dolna wykazuje chropowatą powierzchnię z licznymi zagłębieniami.</li> </ul> |

| Material   | Charakterystyka powierzchni przełomu                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   |
|------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| A/PA6/1/35 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Delaminacja</li> <li>– Liczne pęcherze powietrzne</li> <li>– Odsłonięcie wiązek włókien od osnowy polimerowej,</li> <li>– Złamanie włókien,</li> <li>– Górna warstwa aluminium nieregularna z postrzępionymi fragmentami, środkowa wykazuje gładki i jednolity przełom, natomiast dolna warstwa, przy powiększeniu 500x ma chropowatą strukturę z zagłębieniami typu dimple fracture”.</li> </ul>                                                                                                                             |
| A/PA6/1/25 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Delaminacja,</li> <li>– Pęknięcie matrycy (w miejscu pęcherza powietrznego),</li> <li>– Nieregularna krawędź boczna próbki,</li> <li>– Przełom górnej warstwy aluminium jest nieregularny i postrzępiony, środkowa warstwa wykazuje porowatą strukturę z ubytkami, a dolna ma chropowatą powierzchnię z zagłębieniami typu „dimple fracture”,</li> <li>– Wyciąganie włókien,</li> <li>– Miejscowo włókna pozbawione matrycy</li> <li>– Ślady po wyciągniętej wiązce włókien w matrycy</li> <li>– Złamanie włókien.</li> </ul> |
| A/PBT/25   | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Delaminacja,</li> <li>– Odsłonięte fragmenty metalu pozbawione polimeru,</li> <li>– Nieregularny charakter pęknięcia,</li> <li>– Górna warstwa aluminium wykazuje nieregularny przełom z cechami torn edge, środkowa jest stosunkowo gładka z lokalnymi nierównościami, a dolna ma ciągłą, rozciągniętą powierzchnię bez wyraźnych uszkodzeń.</li> </ul>                                                                                                                                                                      |
| A/PBT/0/35 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Delaminacja między warstwami aluminium a warstwami kompozytu,</li> <li>– Odsłonięte, pozbawione polimeru włókna węglowe</li> <li>– Złamanie włókien,</li> <li>– Wyrwanie włókien z matrycy,</li> <li>– Pęknięcie matrycy polimerowej w kompozycie,</li> <li>– Górna warstwa aluminium wykazuje nieregularny przełom z fragmentami typu „torn edge”, środkowa cechuje się stosunkowo gładką powierzchnią przełomu, a dolna – chropowaty przełom z zagłębieniami charakterystycznymi dla „dimple fracture”.</li> </ul>          |

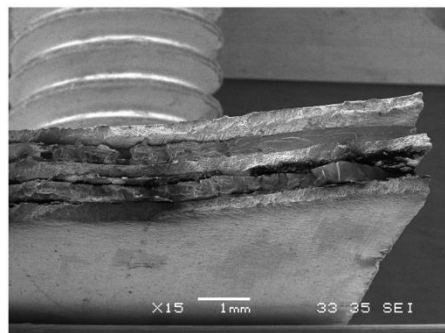
| Material   | Charakterystyka powierzchni przełomu                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  |
|------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| A/PBT/0/25 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Delaminacja,</li> <li>– Obecność luźnych wiązek włókien węglowych,</li> <li>– Złamanie włókien,</li> <li>– Wyciągnięcie włókien z matrycy,</li> <li>– Lokalnie odsłonięte i pozbawione polimeru włókna węglowe (niektóre włókna są osadzone w matrycy, inne wyraźnie wyrwane),</li> <li>– Złamane włókna są różnej długości,</li> <li>– Górna, środkowa i dolna warstwa aluminium wykazują stosunkowo gładkie przełomy, bez wyraźnych postrzępień</li> </ul> |
| A/PBT/1/35 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Postrzępiona, silnie zdeformowana folia adhezyjna,</li> <li>– Rozwarstwienia zarówno na styku folii adhezyjnej z kompozytem, jak i na granicy folia–metal,</li> <li>– Ostre i nieregularne krawędzie przełomu polimeru,</li> <li>– Przełom wykazuje asymetryczny charakter,</li> <li>– Górna, środkowa i dolna warstwa aluminium mają chropowatą, porowatą strukturę przełomu o nieregularnym przebiegu.</li> </ul>                                          |
| A/PBT/1/25 | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Postrzępiona, silnie zdeformowana folia adhezyjna,</li> <li>– Rozwarstwienia zarówno na styku folii adhezyjnej z kompozytem, jak i na granicy folia–metal,</li> <li>– Brak wyraźnych resztek osnowy polimerowej na włóknach.</li> <li>– Górna, środkowa i dolna warstwa aluminium wykazują stosunkowo gładkie, płaskie przełomy.</li> </ul>                                                                                                                  |

Przykładowe obrazy SEM ilustrujące zjawiska opisane w tabeli przedstawiono na rysunku 6.36.

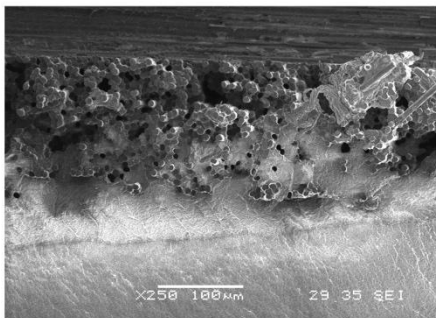
a)



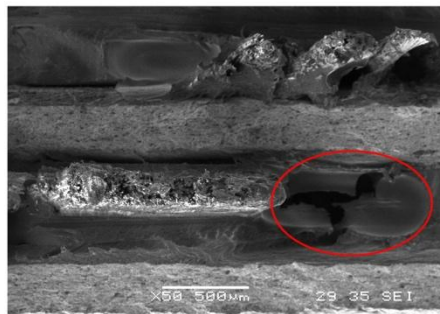
b)



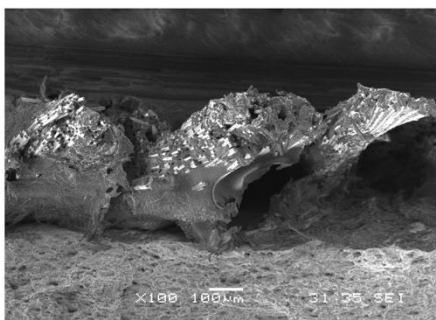
c)



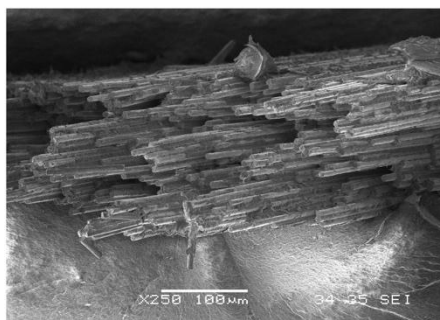
d)



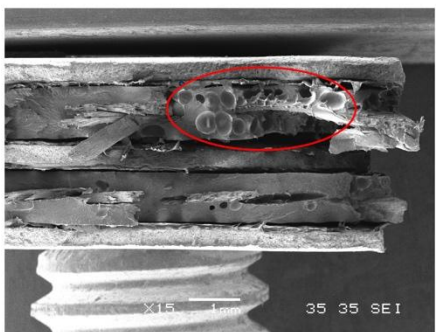
e)



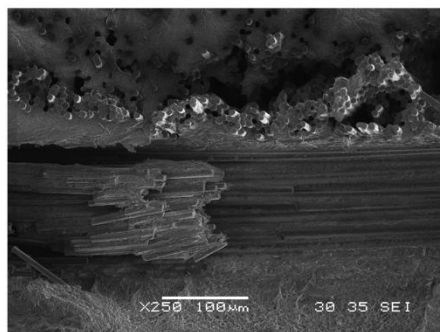
f)



g)

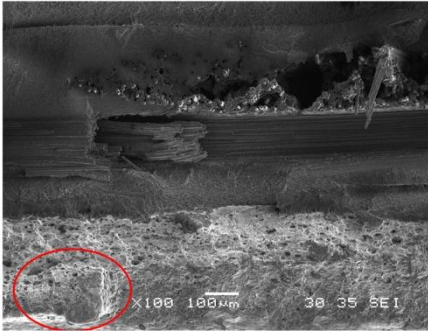


h)

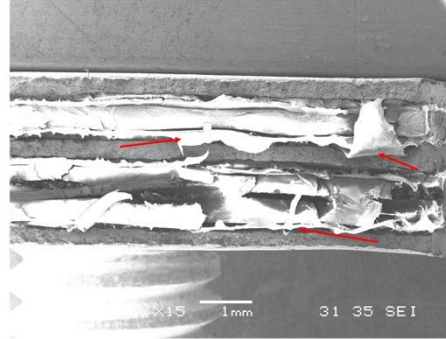




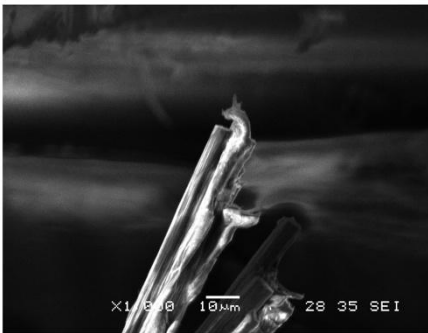
i)



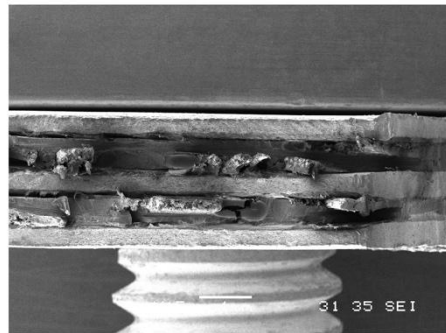
j)



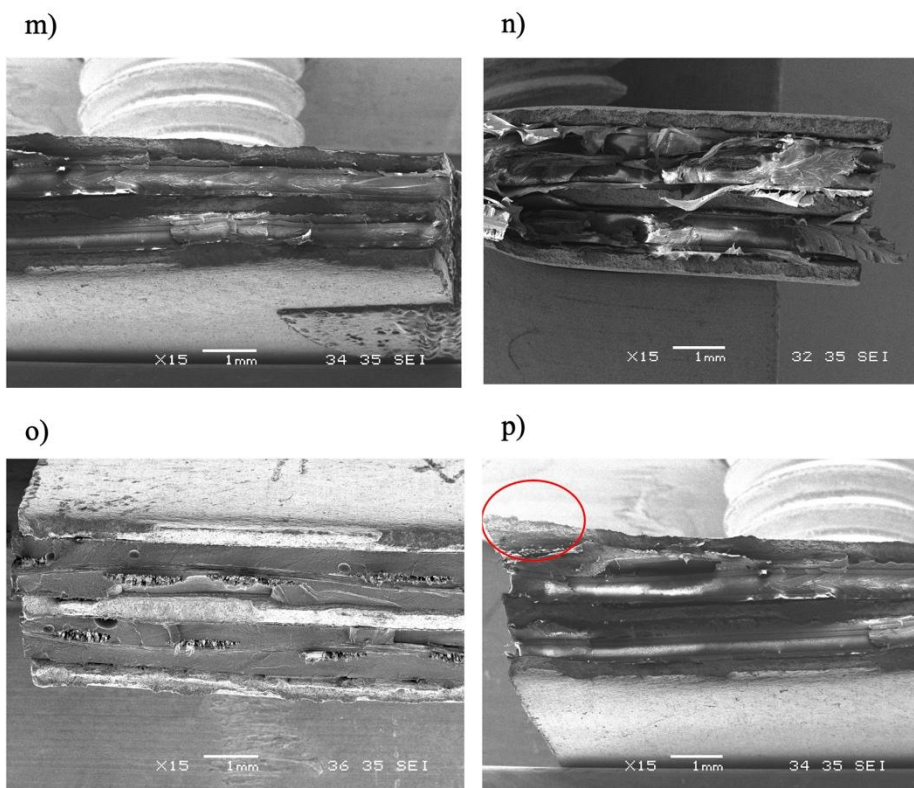
k)



l)







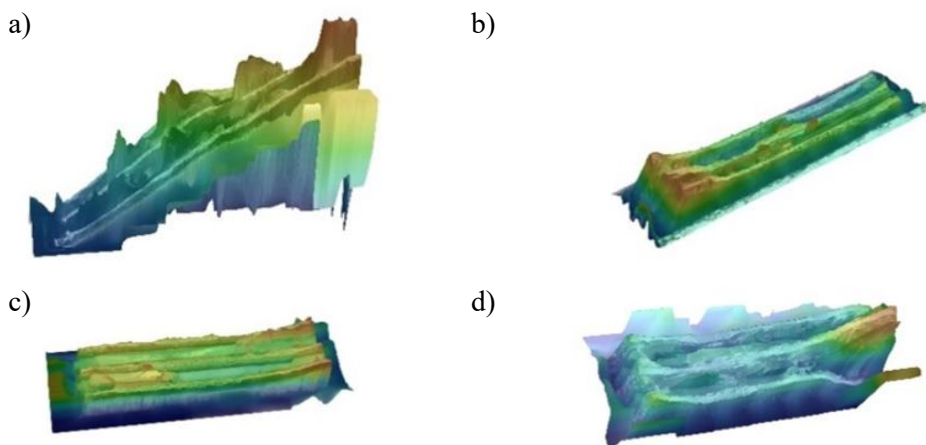
Rys. 6.36. Formy zniszczenia obserwowane na powierzchniach przełomu: a) rozdzielnie warstw (wskazane na czerwono) oraz widoczne „dimple fracture” w środkowej warstwie metalu, b) nieliniowy przebieg pęknięcia metalu, odsłonięty fragment aluminium pozbawiony polimeru, c) wyciągnięte włókna oraz ślady po wyrwaniu pojedynczych włókien, d) pęknięcie matrycy (w miejscu pęcherza powietrznego, który oznaczono czerwoną elipsą), e) wyrwane pakiety włókien z matrycy, f) złamane włókna o zróżnicowanej długości, g) liczne pęcherze powietrzne, h) widoczne ułożenie włókien w układzie 0/90° – włókna pod kątem 0° częściowo złamane, z wyraźnym śladem po wyciągnięciu wiązki z matrycy, natomiast wiązki włókien pod kątem 90° całkowicie wyrwane, pozostawiające po sobie otwory w osnowie, i) zagłębienie przypominające „dimple fracture” (oznaczone na czerwono), j) postrzępiona, silnie zdeformowana folia adhezyjna (wskazanie czerwonymi strzałkami), k) odsłonięte i pozbawione matrycy polimerowej włókno, l) gładka powierzchnia przełomu środkowej warstwy aluminium, m) nieregularny charakter pęknięcia, n) ostre i nieregularne krawędzie przełomu polimeru, o) gładkie, nieregularne przełomu warstw aluminium, p) krawędź aluminium typu „torn edge” (oznaczona na czerwono)

Najczęściej obserwowanym mechanizmem zniszczenia było rozdzielanie warstw oraz delaminacja (co sugeruje słabe połączenie między warstwami), szczególnie wyraźna w laminatach z udziałem PBT. Mechanizm ten odpowiada trybom

międzywarstwowego uszkodzenia w kierunku poprzecznym i w ścinaniu, opisanym w kryterium Pucka. W układach z PBT zastosowano dwie folie adhezyjne, co zwiększało liczbę potencjalnych granic osłabienia struktury. Rozwarstwienia pojawiały się głównie na interfejsach folia-metal i folia-kompozyt. Obecność większej liczby interfejsów zwiększa podatność laminatu na lokalne odspojenia przy obciążeniu. Folia dedykowana do PBT ulegała silnej deformacji i postrzępieniu, co w wielu przypadkach utrudniało dalszą analizę warstw znajdujących się w pobliżu. W laminatach z PA6 przełomy częściej miały charakter ciągły. Obserwowano wyciąganie włókien i obecność pozostałości matrycy na ich powierzchni. To zachowanie różni się od kompozytów z PA6, gdzie dominowały kruche pęknięcia i puste przestrzenie wokół włókien. W laminatach wpływ folii i warstw metalowych zmienia mechanizm uszkodzenia. W laminatach z PBT dominowały oderwania włókien bez osnowy oraz bardziej uporządkowany przebieg pęknięcia. Tylko w laminatach z PA6 stwierdzono obecność porów powietrznych, co wskazuje na większą wrażliwość tego polimeru na warunki prasowania. PBT nie wykazywał takich defektów, co sugeruje, że jest łatwiejszy w przetwarzaniu w tej technologii. W laminatach o większej grubości rdzenia polimerowego częściej występowały pęcherze powietrzne (laminaty z PA6) oraz ślady plastycznego odkształcenia matrycy. W cieńszych laminatach dominowały złamanie włókien oraz bardziej kruche i uporządkowane przełomy. W kompozytach nie zaobserwowano plastycznych deformacji osnowy – niezależnie od grubości matrycy dominował kruchy charakter zniszczenia. W laminatach zbrojonych tkaniną  $\pm 45^\circ$  zniszczenie miało charakter ciągły z dominującym wyrywaniem wiązek włókien z osnowy, co skutkowało nieregularnym przebiegiem przełomu oraz lokalną delaminacją. To spójne z obserwacjami w kompozytach  $\pm 45^\circ$ , gdzie również dominowały nieregularne przełomy. W laminatach z tkaniną  $0/90^\circ$  dominowało złamanie włókien wzdłuż kierunku zbrojenia oraz płaskie, osiowe pęknięcia o bardziej kruchym charakterze. Analogiczny mechanizm widoczny był w kompozytach  $0/90^\circ$ , gdzie pęknięcia prowadzone były liniowo wzdłuż osnowy, a przełomy były bardziej uporządkowane. W części przypadków zauważono widoczne „dimple fracture” w środkowej warstwie sugerujące mechanizm zniszczenia zgodny z teoriami energii zniszczenia, takimi jak Tsai-Wu.

W celu uzupełnienia analizy charakteru przełomu, wykonano trójwymiarowe mapy topografii powierzchni z wykorzystaniem mikroskopii optycznej wszystkich materiałów warstwowych poddanych statycznej próbie rozciągania. Na rys. 6.37 przedstawiono typowe przykłady przełomów. W laminatach bez zbrojenia, zarówno tych z PA6, jak i z PBT obserwuje się istotne różnice w przebiegu pęknięcia w zależności od zawartości polimeru. W laminacie A/PA6/25 pęknięcie przebiega przez całą szerokość próbki z wyraźną różnicą wysokości między krawędziami, natomiast w A/PA6/35 powierzchnia przełomu jest bardziej wyrównana. Z kolei laminaty A/PBT/35 i A/PBT/25 wykazują raczej płaskie, uporządkowane przełomy, niezależnie od grubości. Zaobserwowana różnica w topografii przełomu pomiędzy laminatami z udziałem

niewzmocnionego PA6 o różnej grubości może sugerować, że cieńszy rdzeń sprzyja lokalnym odkształceniom i rozwarstwieniom. Laminaty z udziałem niezbrojonego PBT cechują się bardziej płaską i uporządkowaną powierzchnią przełomu niezależnie od grubości, co może wskazywać na mniejszą podatność tego materiału na nieregularne propagowanie pęknięcia. W laminatach zbrojonych tkaniną o orientacji  $0/90^\circ$ , zarówno laminaty z udziałem PA6, jak i PBT, przełomy mają bardziej uporządkowany przebieg. W laminacie A/PA6/0/35 przełom jest wyraźnie płaski, a w A/PA6/0/25 dominuje regularność, choć mniej wyraźna. Laminat A/PBT/0/35 wykazuje uporządkowany, niemal osiowy przebieg pęknięcia, a w A/PBT/0/25 pojawiają się niewielkie różnice głębokości między poszczególnymi warstwami. To spójne z niskimi wartościami odkształcenia maksymalnego zarejestrowanymi w statycznej próbie rozciągania oraz z wcześniejszymi obserwacjami mikroskopowymi, w których przełomy laminatów wzmocnionych tkaniną  $0/90^\circ$ , niezależnie od rodzaju tworzywa, miały bardziej liniowy i kruchy charakter. W laminatach wzmocnionych tkaniną  $\pm 45^\circ$ , zarówno z PA6, jak i PBT, przełomy mają bardziej nieregularny charakter. W laminacie A/PA6/1/25 kierunek propagacji pęknięcia był skośny względem płaszczyzny przekroju, z wyraźną różnicą wysokości przekroju, co jest zgodne z obserwacjami w kompozytach PA6 zbrojonych tkaniną  $\pm 45^\circ$ , gdzie również dominowały nieregularne przełomy. W A/PA6/1/35 różnice wysokości są mniejsze, ale wciąż zauważalne. W laminatach z udziałem PBT: A/PBT/1/35 i A/PBT/1/25 również obecne są nieregularności, choć mniej nasilone niż w odpowiednikach z PA6. To potwierdza, że orientacja włókien  $\pm 45^\circ$  sprzyja powstawaniu lokalnych wrywań i delaminacji, niezależnie od rodzaju tworzywa, przy czym efekt ten jest silniejszy w układach z PA6.



Rys. 6.37. Przykładowe trójwymiarowe mapy topografii przełomów obrazujące różnice w charakterze pęknięcia: a) nieregularny przełom przez całą szerokość próbki z dużym zróżnicowaniem wysokości, b) płaski przełom z lokalnym wyniesieniem przy jednej z krawędzi, c) uporządkowany i równomierny przebieg pęknięcia, d) przełom z lokalnymi nierównościami i umiarkowaną nieregularnością

### 6.8.3. Laminaty pod wpływem obciążeń zginających

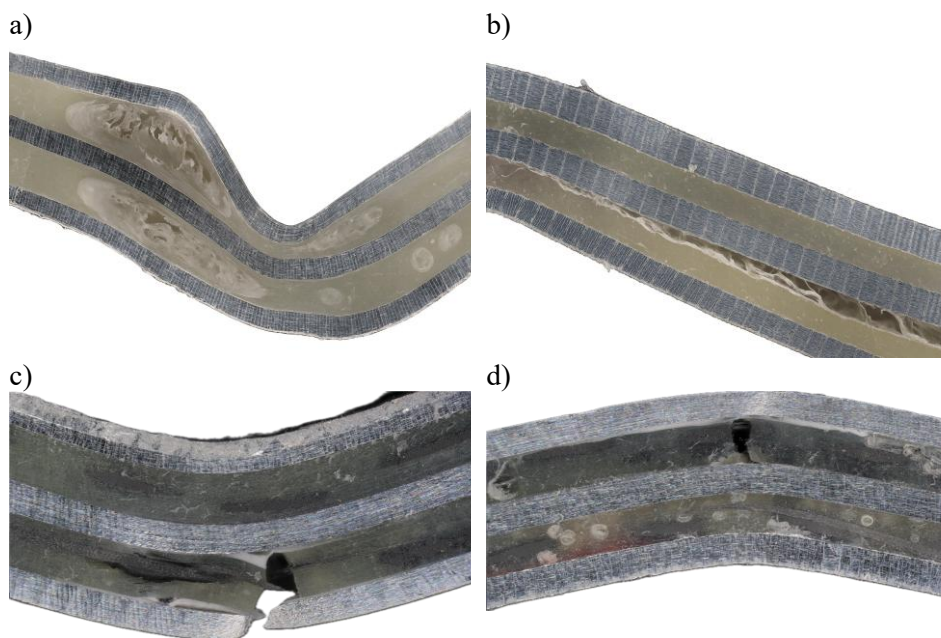
Struktury warstwowe po statycznej próbie trójpunktowego zginania zostały poddane analizie makroskopowej i mikroskopowej z wykorzystaniem mikroskopu optycznego, w celu identyfikacji dominujących mechanizmów uszkodzeń. Zaobserwowano złożone formy zniszczenia, które można ogólnie sklasyfikować jako: rozwarstwienia laminatu, pęknięcia warstw metalicznych, uszkodzenia warstw kompozytowych lub polimerowych oraz lokalne wyboczenie górnej warstwy metalicznej. Szczegółowe przyporządkowanie poszczególnych typów uszkodzeń do badanych konfiguracji materiałowych przedstawiono w tabeli 6.55, a ich przykłady zilustrowano na rysunku 6.38.

Tab. 6.55. Uszkodzenia w strukturach warstwowych po statycznej próbie trójpunktowego zginania

| Uszkodzenie                                                                                                                       | Materiał.                                                                                                        |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| pofałdowanie górnej warstwy laminatu, tworząc „wybrzuszenie”, spowodowane porami powietrznymi w warstwie polimerowej/kompozytowej | A/PA6/35                                                                                                         |
| rozwarstwienie laminatu                                                                                                           | A/PA6/35, A/PA6/25, A/PA6/0/25, A/PA6/1/35, A/PA6/1/25, A/PBT/25, A/PBT/0/25, A/PBT/1/25                         |
| pęknięcie na zewnętrznej, rozciąganej warstwie metalu                                                                             | A/PA6/35, A/PA6/25, A/PA6/0/35, A/PA6/0/25, A/PA6/1/35, A/PA6/1/25, A/PBT/35, A/PBT/0/35, A/PBT/0/25, A/PBT/1/35 |
| pęknięcie polimeru/kompozytu w jednej z warstw                                                                                    | A/PA6/0/35, A/PA6/0/25, A/PA6/1/25, A/PBT/25, A/PBT/1/35                                                         |

W laminatach A/PA6/35 zaobserwowano zróżnicowane mechanizmy uszkodzeń. W dwóch próbkach stwierdzono lokalne pofałdowanie górnej warstwy metalicznej, skutkujące powstaniem wybrzuszenia (rys. 6.38a), co związane było z obecnością porów powietrznych w warstwie polimerowej. Obniżone wartości modułu sprężystości i wytrzymałości na zginanie w tej konfiguracji potwierdzają, że defekty technologiczne znacząco osłabiły nośność próbek. W jednej próbce tej grupy wystąpiła delaminacja (rys. 6.38b), natomiast w pozostałych przypadkach dominowało pęknięcie dolnej, rozciąganej warstwy aluminium (rys. 6.39c). Zjawisko to jest zgodne z wynikami badań statycznych, w których laminaty z PA6 wykazywały wyższe wartości  $E_f$  i  $\sigma_M$ , wskazując na dominującą rolę warstw metalicznych w przenoszeniu obciążeń. W grupie laminatów A/PA6/25 w jednej próbce odnotowano delaminację, a w drugiej pęknięcie warstwy metalicznej po stronie rozciąganej. Obserwacje te potwierdzają relatywnie wysoką wytrzymałość na zginanie tej konfiguracji, ale jednocześnie wskazują na ryzyko inicjacji uszkodzeń w strefie interfejsu.

W grupie A/PA6/0/35 we wszystkich trzech próbkach zaobserwowano pęknięcie zewnętrznej warstwy metalu. Taki mechanizm jest spójny z uzyskanymi wartościami  $E_f$  i  $\sigma_M$ , które osiągnęły wartości pośrednie, gdyż pęknięcie aluminium ograniczało możliwość dalszego przenoszenia obciążeń.



Rys. 6.38. Przykładowe uszkodzenia w laminatach po statycznej próbie trójpunktowego zginania

W grupie laminatów A/PA6/0/25 w jednej próbce stwierdzono delaminację, natomiast w pozostałych wystąpiło pęknięcie dolnej warstwy aluminium. Zjawisko to koreluje z wysokimi wartościami  $E_f$  i  $\sigma_M$ , ponieważ pęknięcie w warstwie metalicznej wystąpiło dopiero w warstwie aluminium, co odzwierciedla osiągnięcie stanu granicznego wytrzymałości próbki. W grupie laminatów A/PA6/1/35 odnotowano dwa przypadki rozwarstwienia oraz jeden przypadek pęknięcia warstwy metalicznej, co pokrywa się z umiarkowanymi wartościami wytrzymałości na zginanie, co sugeruje współwystępowanie i wzajemne oddziaływanie obu mechanizmów uszkodzenia. W grupie A/PA6/1/25 w jednej próbce wystąpiła delaminacja, a w trzech pozostałych zaobserwowano pęknięcie dolnej warstwy aluminium. Zjawisko to jest zgodne z wysokimi wartościami  $\sigma_M$  ponieważ spadek wytrzymałości następowała dopiero na skutek uszkodzenia warstwy aluminium. W próbkach grup A/PBT/35 i A/PBT/0/35 we wszystkich przypadkach dominowało pęknięcie zewnętrznej warstwy metalicznej. Chociaż wartości  $E_f$  dla laminatów z PBT i PA6 były zbliżone, niższa  $\sigma_M$  wskazuje na mniejszą zdolność PBT do przenoszenia obciążeń, co znajduje potwierdzenie w obserwacjach

fraktograficznych. W grupie A/PBT/25 w jednej próbce zaobserwowano pęknięcie warstwy polimerowej w jednej z warstw laminatu (rys. 6.39d), a w drugiej wystąpiła delaminacja. Pokrywa się to z dużym rozrzutem wartości  $E_f$  i  $\sigma_M$  w tej grupie, wynikającym z odmiennych mechanizmów uszkodzeń, które determinowały zróżnicowaną wytrzymałość próbek. W grupie A/PBT/0/25, w czterech próbkach odnotowano pęknięcie dolnej warstwy metalicznej, natomiast w jednej próbce wystąpiło pęknięcie warstwy kompozytowej będącej składową laminatu, co jest to zgodne z relatywnie wysoką wartością  $\sigma_M$ , przy jednocześnie większej zmienności wyników, wynikającej z inicjacji zniszczenia w różnych warstwach laminatu. W grupie A/PBT/1/25 w jednej próbce zaobserwowano rozwarstwienie. Obserwacja ta jest zgodna z dużym odchyleniem standardowym wyników uzyskanych w statycznej próbie trójpunktowego zginania, wskazującym na niejednorodny charakter uszkodzeń oraz słabszą adhezję warstw w laminatach z PBT.

Badane FML wykazały charakterystyczne mechanizmy uszkodzeń pod wpływem obciążenia zginającego, obejmujące wyboczenie, pękanie oraz delaminację. Uszkodzenia te są zgodne z przewidywaniami teorii wieloosiowych stanów naprężenia, będących podstawą kryteriów takich jak Tsai-Hill czy Tsai-Wu. Każdy z tych etapów odpowiada rozkładowi naprężeń w przekroju próbki, gdzie w górnej części dominują naprężenia ściskające, a w dolnej naprężenia rozciągające. W jednym z przypadków zaobserwowano wyboczenie górnej warstwy metalicznej. Zjawisko to miało charakter lokalny i było bezpośrednio związane z obecnością porów powietrznych, powstałych na etapie wytwarzania laminatu. Nie wynikało ono z typowej odpowiedzi materiału na obciążenie, lecz z lokalnej utraty stabilności spowodowanej defektem technologicznym. Obniżone wartości modułu sprężystości i wytrzymałości na zginanie w próbkach obciążonych defektami technologicznymi w postaci porów w osnowie potwierdzają negatywny wpływ wad wytwórczych na zachowanie laminatu podczas zginania. Najczęściej obserwowanym mechanizmem zniszczenia było pęknięcie dolnej warstwy aluminium, rozwijające się w kierunku zgodnym z osią działania siły. Zjawisko to prowadziło do gwałtownego obniżenia nośności struktury. W wielu przypadkach towarzyszyła mu delaminacja, pojawiająca się jako efekt narastających naprężeń międzywarstwowych lub niewystarczającej adhezji między komponentami. Rozwarstwienie istotnie osłabiało sztywność układu i pogłębiało zniszczenie. Sporadycznie obserwowano także pęknięcia w obrębie warstw kompozytowych lub polimerowych, co może świadczyć o lokalnych przeciążeniach lub nieciągłościach materiałowych. Tego typu uszkodzenia były szczególnie widoczne w próbkach o niższej wytrzymałości, co znajduje odzwierciedlenie w niższych wartościach  $\sigma_M$  zaobserwowanych w badaniach. Uzyskane wyniki potwierdzają, że znaczenie miała inicjacja pęknięcia w metalu, rozwój delaminacji oraz ograniczona odporność interfejsu pomiędzy warstwą metaliczną a kompozytową.

## 7. PODSUMOWANIE

### 7.1. WNIOSKI

W oparciu o przeprowadzone badania i analizę ich wyników sformułowano następujące wnioski.

1. Opracowana technologia wytwarzania metodą prasowania na gorąco umożliwiła skuteczne wytwarzanie kompozytów termoplastycznych CFRTP wzmocnionych tkaniną węglową oraz laminatów TFML złożonych z naprzemiennych warstw aluminium i CFRTP.
2. Ukierunkowanie zbrojenia jest najważniejszym czynnikiem determinującym właściwości mechaniczne w statycznej próbie rozciągania zarówno kompozytów CFRTP, jak i laminatów TFML.
3. W próbie rozciągania laminatów TFML zbrojenie tkaniną o orientacji  $0/90^\circ$  prowadzi do uzyskania najwyższych wartości modułu sprężystości, granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie, ale jednocześnie ogranicza maksymalne odkształcenie do zniszczenia. Z kolei zbrojenie pod kątem  $\pm 45^\circ$  skutkuje większymi wartościami odkształcenia do zniszczenia, lecz obniża sztywność i wytrzymałość.
4. W laminatach TFML zmniejszenie zawartości matrycy polimerowej skutkuje wzrostem modułu sprężystości wzdłużnej przy rozciąganiu, wzrostem granicy plastyczności przy rozciąganiu oraz wytrzymałości na rozciąganie.
5. W TFML wartości modułu sprężystości i wytrzymałości na rozciąganie oraz maksymalne odkształcenie do zniszczenia okazały się porównywalne niezależnie od zastosowanej matrycy, co oznacza, że wybór matrycy w tego typu strukturach może nie zależeć wyłącznie od jej właściwości mechanicznych lecz od oczekiwanych cech użytkowych.
6. Choć w kompozytach CFRTP zbrojonych pod kątem  $\pm 45^\circ$  matryca PBT wykazała wyższą granicę plastyczności niż PA6, to w laminatach TFML jej potencjał nie został w pełni wykorzystany. Większa zmienność wyników wytrzymałości na rozciąganie może wskazywać na niedostateczne zapewnienie adhezji warstw PBT z aluminium. Potwierdzeniem mogą być zarówno wyniki wytrzymałości właściwej, który w kompozytach PBT/0/10 były wyższe niż w kompozytach PA6/0/10, a które po włączeniu do struktury laminatu dawały lepsze właściwości, jak również obserwacje faktograficzne po próbie zginania wskazujące na słabą adhezję na granicy warstw.
7. Dodanie warstw aluminiowych do kompozytów CFRTP poprawiło wartości modułu właściwego i wytrzymałości właściwej w porównaniu z samymi kompozytami, jednak tylko laminaty wzmocnione tkaniną o orientacji  $0/90^\circ$  i o mniejszej zawartości osnowy osiągnęły wytrzymałość właściwą wyższą niż monolityczny stop aluminium.



8. Analiza odkształceń przeprowadzona podczas statycznej próby rozciągania z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu wykazała, że mikroarchitektura zbrojenia bezpośrednio determinuje charakterystykę odkształcenia kompozytu: zbrojenie tkaniną pod kątem  $\pm 45^\circ$  prowadzi do jednorodnych pól odkształceń, podczas gdy zbrojenie tkaniną w orientacji  $0/90^\circ$  generuje wysoce niejednorodne rozkłady zgodne ze splotem tkaniny. Ta zależność przenosi się następnie na laminaty TFML, których mechanika odkształcenia jest zdominowana przez wewnętrzną warstwę kompozytową, a jej charakterystyczne pole odkształceń pozostaje widoczne na zewnętrznej, metalowej powierzchni.
9. W kompozytach CFRTP orientacja zbrojenia kształtuje odkształcenia poprzeczne: w układzie  $0/90^\circ$  współczynnik Poissona maleje, natomiast w układzie  $\pm 45^\circ$  rośnie wraz ze wzrostem naprężenia wskutek rotacji włókien. W TFML wartości współczynnika pozostają w wąskim zakresie zbliżonym do aluminium, co potwierdza homogenizujący wpływ warstw metalicznych.
10. Weryfikacja modeli analitycznych i numerycznych wykazała zróżnicowaną skuteczność w odwzorowaniu właściwości mechanicznych laminatów TFML. Reguła mieszanin (ROM) okazała się nieodpowiednia do opisu warstwy kompozytowej zbrojonej tkaniną, ponieważ znacząco zawyżała jej właściwości. Klasyczna teoria laminowania (CLT) bardzo dokładnie przewiduje sztywność, pod warunkiem oparcia obliczeń na danych wejściowych z badań eksperymentalnych. Metoda superpozycji dobrze odwzorowuje odpowiedź laminatów w zakresie sprężystym, zwłaszcza w układzie  $0/90^\circ$ , lecz gorzej w przypadku zbrojenia  $\pm 45^\circ$  ze względu na nieliniowy charakter odpowiedzi. Modelowanie numeryczne w module Composite Layup (Abaqus) poprawnie oddaje ogólne trendy, jednak systematycznie i znacząco zawyża wartości sztywności, co wynika z przyjętych uproszczeń.
11. Analiza zmian sztywności kompozytów CFRTP w cyklicznej próbie obciążania-odciążania wykazała zależność charakteru odpowiedzi materiału od orientacji zbrojenia: układ  $0/90^\circ$  wykazuje tendencję do wzrostu  $E_t$ , przy czym efekt ten jest silniejszy w kompozytach z osnową PA6, podczas gdy zbrojenie CFRTP pod kątem  $\pm 45^\circ$  powoduje spadek  $E_t$ .
12. W cyklicznej próbie obciążania-odciążania laminaty TFML wykazały spadek sztywności, przy czym najmniejszą degradację odnotowano w przypadku zbrojenia tkaniną o orientacji  $0/90^\circ$ , niezależnie od rodzaju osnowy. Zmniejszona zawartość tworzywa sprzyjała dodatkowo ograniczeniu spadku sztywności, jednak żaden z analizowanych czynników rozpatrywany oddzielnie (rodzaj polimeru, orientacja zbrojenia, zawartość tworzywa) nie pozwala jednoznacznie wskazać korzystniejszej matrycy.



13. Statyczna próba trójpunktowego zginania TFML wykazała, że ostateczna odpowiedź materiału zależy od interakcji rodzaju polimeru, jego zawartości i orientacji zbrojenia. Najbardziej widoczna była przewaga laminatów z osnową PA6, które osiągnęły wyższy moduł sprężystości i wytrzymałość na zginanie niż laminaty z PBT, natomiast w przypadku maksymalnego odkształcenia decydujące znaczenie miało ukierunkowanie zbrojenia, a najwyższe wartości uzyskano dla orientacji  $\pm 45^\circ$ , szczególnie w laminatach z osnową PBT.
14. Badane laminaty TFML reagują odmiennie na różne rodzaje obciążeń: generalnie wykazują wyższą sztywność w próbie rozciągania, ale znacząco wyższą wytrzymałość i odkształcalność w próbie zginania.
15. Analiza przełomów CFRTP poddanych obciążeniom rozciągającym, potwierdziła, że głównym mechanizmem zniszczenia jest słaba adhezja na granicy włókno-osnowa, natomiast orientacja zbrojenia determinuje morfologię przełomu (uporządkowane pęknięcia w  $0/90^\circ$  oraz nieregularne w  $\pm 45^\circ$ ), przy czym nie stwierdzono istotnych różnic między osnową PA6 i PBT.
16. Podobnie jak w kompozytach, orientacja zbrojenia kształtuje charakter przełomu: układ  $0/90^\circ$  prowadzi do płaskich i kruchych pęknięć, natomiast  $\pm 45^\circ$  do przełomów bardziej ciągliwych i nieregularnych. Laminaty z PA6 wykazywały mechanizmy bardziej ciągliwe, natomiast w laminatach z PBT dominowało adhezyjne oderwanie włókien.

Przeprowadzone badania oraz otrzymane wyniki potwierdzają możliwość wytwarzania laminatów TFML na bazie stopu aluminium i tkaniny węglowej metodą prasowania na gorąco, z zastosowaniem termoplastycznej osnowy polimerowej. Wnioski z analizy wyników badań nie pozwalają jednak na jednoznaczne potwierdzenie ani odrzucenie drugiej części postawionej hipotezy, zgodnie z którą zastosowanie osnowy PBT w laminatach TFML miałyby prowadzić do porównywalnych bądź korzystniejszych właściwości mechanicznych w odniesieniu do laminatów opartych na osnowie z PA6. Wynika to z faktu, że przeprowadzone badania wykazały, że każda konfiguracja laminatu TFML, zależnie od rodzaju polimeru, orientacji tkaniny i jej udziału objętościowego, w praktyce tworzy odrębny materiał o zróżnicowanym zestawie właściwości mechanicznych. W związku z czym, laminaty z osnową PBT w niektórych aspektach dorównują rozwiązaniom opartym na PA6, natomiast w innych okazują się słabsze. Tym samym nie jest możliwe jednoznaczne wskazanie materiału o charakterze uniwersalnym, a kryterium doboru polimeru w TFML powinno być odnoszone do oczekiwanych cech użytkowych oraz środowiska pracy. W tym kontekście PBT, ze względu na bardzo dobrą stabilność wymiarową, wysoką odporność chemiczną i przede wszystkim niską chłonność wilgoci, może być bardziej pożądanym składnikiem laminatu TFML w specyficznych zastosowaniach, nawet jeśli odbywa się to kosztem częściowej redukcji wybranych właściwości mechanicznych.

## 7.2. KIERUNKI DALSZYCH BADAŃ

Przeprowadzone badania wskazują na następujące, potencjalne kierunki dalszych prac, które obejmują:

1. Modyfikację kompozytów CFRTP stosowanych w laminatach TFML poprzez zwiększenie zawartości włókien oraz zmianę sposobu układania tkanin, np. w konfiguracji naprzemiennej w kolejnych warstwach.
2. Weryfikację adhezji międzywarstwowej w TFML oraz opracowanie metod jej poprawy w przypadku stwierdzenia niewystarczającej jakości połączenia kompozyt-aluminium.
3. Przeprowadzenie dodatkowych badań eksperymentalnych kompozytów CFRTP, obejmujących m.in. próby ścinania i ściskania, w celu uzyskania pełnego zestawu danych wejściowych niezbędnych do prawidłowej kalibracji modeli numerycznych, które mogą posłużyć wiarygodnemu odwzorowaniu właściwości mechanicznych TFML bez konieczności kosztownego wytwarzania i testowania pełnych struktur.
4. Rozwój modelowania wielkoskalowego obejmującego analizy w skali mikro i mezo oraz zastosowanie podejścia typu progressive failure w celu dokładniejszego odwzorowania mechanizmów uszkodzeń w laminatach TFML.
5. Ocenę wpływu warunków środowiskowych, w tym obniżonej i podwyższonej temperatury oraz zwiększonej wilgotności, na właściwości mechaniczne i mechanizmy uszkodzeń laminatów TFML.
6. Przeprowadzenie badań zmęzeniowych i odporności na pękanie laminatów TFML, które stanowią niezbędne uzupełnienie analiz właściwości mechanicznych przedstawionych w pracy.

## LITERATURA

- [1] Kroll L, Meyer M, Nendel W, Schormair M. Highly rigid assembled composite structures with continuous fiber-reinforced thermoplastics for automotive applications. *Procedia Manuf*, vol. 33, Elsevier B.V.; 2019, p. 224–31. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.04.027>.
- [2] Zhang J, Chevali VS, Wang H, Wang CH. Current status of carbon fibre and carbon fibre composites recycling. *Compos B Eng* 2020;193. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.108053>.
- [3] Almushaikeh AM, Alaswad SO, Alsuhaybani MS, AlOtaibi BM, Alarifi IM, Alqahtani NB, et al. Manufacturing of carbon fiber reinforced thermoplastics and its recovery of carbon fiber: A review. *Polym Test* 2023;122. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2023.108029>.
- [4] Hufenbach W, Hornig A, Zhou B, Langkamp A, Gude M. Determination of strain rate dependent through-thickness tensile properties of textile reinforced thermoplastic composites using L-shaped beam specimens. *Compos Sci Technol* 2011;71:1110–6. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2011.03.018>.
- [5] Yao C, Qi Z, Chen W. Lightweight and high-strength interference-fit composite joint reinforced by thermoplastic composite fastener. *Thin-Walled Structures* 2022;179:109471. <https://doi.org/10.17632/g4kz>.
- [6] Rizzo F, Cuomo S, Pinto F, Pucillo G, Meo M. Thermoplastic polyurethane composites for railway applications: Experimental and numerical study of hybrid laminates with improved impact resistance. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 2021;34:1009–36. <https://doi.org/10.1177/0892705719856049>.
- [7] Vaidya U. Thermoplastic composites for aerospace applications. *JEC Composites Magazine* 2015;52:41–4. [https://doi.org/10.1007/978-3-030-35346-9\\_4](https://doi.org/10.1007/978-3-030-35346-9_4).
- [8] Jiahui Li, Dong Ruan, Guangyong Sun, Xiaodong Huang, Yvonne Durandet. Additively manufactured fiber-reinforced composites: A review of mechanical behavior and opportunities. *J Mater Sci Technol* 2022;119:219–44.
- [9] Sayam A, Rahman ANMM, Rahman MS, Smriti SA, Ahmed F, Rabbi MF, et al. A review on carbon fiber-reinforced hierarchical composites: mechanical performance, manufacturing process, structural applications and allied challenges. *Carbon Letters* 2022;32:1173–205. <https://doi.org/10.1007/s42823-022-00358-2>.
- [10] Sharun Hegd, B. Satish Shenoy, K.N. Chethan. Review on carbon fiber reinforced polymer (CFRP) and their mechanical performance. *Mater Today Proc* 2019;19:658–62.
- [11] Cheng Q, Jiang H, Li Y. Effect of fiber content and orientation on the scratch behavior of short glass fiber reinforced PBT composites. *Tribol Int* 2020;146. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106221>.
- [12] Liu Z, Simonetto E, Ghiotti A, Bruschi S. Inter-ply friction behaviour in the temperature assisted forming of magnesium/glass fibre reinforced thermoplastic polymer laminates. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2023;173. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2023.107635>.
- [13] Hasan MMB, Nitsche S, Abdkader A, Cherif C. Carbon fibre reinforced thermoplastic composites developed from innovative hybrid yarn structures consisting of staple carbon fibres and polyamide 6 fibres. *Compos Sci Technol* 2018;167:379–87. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.08.030>.

- [14] Soutis C. Fibre reinforced composites in aircraft construction. *Progress in Aerospace Sciences* 2005;41:143–51. <https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2005.02.004>.
- [15] Azenha J, Gomes M, Silva P, Pontes AJ. High strength injection molded thermoplastic composites. *Polym Eng Sci* 2018;58:560–7. <https://doi.org/10.1002/PEN.24782>.
- [16] Andreozzi M, Bianchi I, Gentili S, Mancia T, Simoncini M. Effect of Fabric Areal Weight on the Mechanical Properties of Composite Laminates in Carbon-Fiber-Reinforced Polymers. *Journal of Composites Science* 2023, Vol 7, Page 351 2023;7:351. <https://doi.org/10.3390/JCS7090351>.
- [17] Dababneh O, Kipouros T. A review of aircraft wing mass estimation methods. *Aerosp Sci Technol* 2018;72:256–66. <https://doi.org/10.1016/j.ast.2017.11.006>.
- [18] van Dooren K, Waleson J, Chapman M, Bisagni C. Buckling and failure assessment of curved butt-joint stiffened thermoplastic composite panels with roller boundary conditions. *Compos Sci Technol* 2024;254. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2024.110667>.
- [19] Filiz Öztekin H, Gür M, Erdem S, Onur Kaman M. Effect of fiber type and thickness on mechanical behavior of thermoplastic composite plates reinforced with fabric plies Article History Abstract. *Journal of Structural Engineering & Applied Mechanics* 2022;5:161–9. <https://doi.org/10.31462/jseam.2022.03161169>.
- [20] Jeong E, Kim Y, Hong S, Yoon K, Lee S. Innovative Injection Molding Process for the Fabrication of Woven Fabric Reinforced Thermoplastic Composites. *Polymers* 2022, Vol 14, Page 1577 2022;14:1577. <https://doi.org/10.3390/POLYM14081577>.
- [21] Ke L, Li Y, Li C, Cheng Z, Ma K, Zeng J. Bond behavior of CFRP-strengthened steel structures and its environmental influence factors: a critical review. *Sustainable Structures* 2024;4. <https://doi.org/10.54113/J.SUST.2024.000038>.
- [22] Murad MS, Asmatulu E, Nuraje A, Er Ö, Gürsoy M, Bahçeci E, et al. Improved mechanical and fire-retardant properties of fiber-reinforced composites manufactured via modified resins and metallic thin films. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2024;133:4715–30. <https://doi.org/10.1007/s00170-024-13965-2>.
- [23] Naito K, Oguma H. Tensile properties of novel carbon/glass hybrid thermoplastic composite rods. *Compos Struct* 2017;161:23–31. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.11.042>.
- [24] Niedziela D, Tröltzsch J, Latz A, Kroll L. On the numerical simulation of injection molding processes with integrated textile fiber reinforcements. *Http://DxDoiOrg/101177/0892705711419695* 2011;26:74–90. <https://doi.org/10.1177/0892705711419695>.
- [25] Pérez-de-Eulate NG, Ares Elejoste P, Goenaga G, Urrutxua M, Vallejo FJ, Ballesterio J, et al. On the Influence of Flame-Retardant Additives on UV-Curable Thermosetting Glass Fiber-Reinforced Composites. *Polymers (Basel)* 2023;15:240. <https://doi.org/10.3390/polym15010240>.
- [26] Rajak D, Pagar D, Menezes P, Linul E. Fiber-Reinforced Polymer Composites: Manufacturing, Properties, and Applications. *Polymers (Basel)* 2019;11:1667. <https://doi.org/10.3390/polym11101667>.
- [27] Scholle P. Introduction, 2023, p. 1–5. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-23766-9\\_1](https://doi.org/10.1007/978-3-031-23766-9_1).

- [28] Timmis AJ, Hodzic A, Koh L, Bonner M, Soutis C, Schäfer AW, et al. Environmental impact assessment of aviation emission reduction through the implementation of composite materials. *Int J Life Cycle Assess* 2015;20:233–43. <https://doi.org/10.1007/s11367-014-0824-0>.
- [29] Won K, Jeon D, Lim H, Kim Y, Lee C. Highly flexible twill-structured carbon fiber fabric with ultra-high thermal conductivity. *Journal of Mechanical Science and Technology* 2024;38:5515–9. <https://doi.org/10.1007/S12206-024-0924-0>/METRICS.
- [30] Zscheyge M, Böhm R, Hornig A, Gerritzen J, Gude M. Rate dependent non-linear mechanical behaviour of continuous fibre-reinforced thermoplastic composites – Experimental characterisation and viscoelastic-plastic damage modelling. *Mater Des* 2020;193:108827. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108827>.
- [31] <https://www.unsw.edu.au/science/our-schools/materials/engage-with-us/high-school-students-and-teachers/online-tutorials/composites/composite-types/fibre-reinforced-composites> (dostęp 23.08.2025)
- [32] Mohammadi H, Ahmad Z, Mazlan SA, Faizal Johari MA, Siebert G, Petru M, et al. Lightweight Glass Fiber-Reinforced Polymer Composite for Automotive Bumper Applications: A Review. *Polymers (Basel)* 2022;15:193. <https://doi.org/10.3390/polym15010193>.
- [33] Panthapulakkal S, Raghunanan L, Sain M, KC B, Tjong J. Natural fiber and hybrid fiber thermoplastic composites. *Green Composites*, Elsevier; 2017, p. 39–72. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100783-9.00003-4>.
- [34] Hufenbach W, Ibraim FM, Langkamp A, Böhm R, Hornig A. Charpy impact tests on composite structures - An experimental and numerical investigation. *Compos Sci Technol* 2008;68:2391–400. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2007.10.008>.
- [35] Brown KA, Brooks R, Warrior NA. The static and high strain rate behaviour of a commingled E-glass/polypropylene woven fabric composite. *Compos Sci Technol* 2010;70:272–83. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.10.018>.
- [36] Mudzi P, Wu R, Firouzi D, Ching CY, Farncombe TH, Ravi Selvaganapathy P. Use of patterned thermoplastic hot film to create flexible ballistic composite laminates from UHMWPE fabric. *Mater Des* 2022;214. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110403>.
- [37] Todo M, Takahashi K, Beâ Guelin P, Henning Kausch H. Strain-rate dependence of the tensile fracture behaviour of woven-cloth reinforced polyamide composites. n.d.
- [38] Jürgen Tröltzsch, Frank Helbig, Lothar Kroll. Mechanical properties of polymer melt-impregnated fiber tape sandwiches using injection molding technology. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 2014;29.
- [39] Huber T, Henning F, Menrath A, Heinzle V. THERMOPLASTIC COMPOSITES IN STRUCTURAL LIGHTWEIGHT APPLICATIONS-POTENTIAL OF UNIDIRECTIONAL FIBER REINFORCEMENT AND SANDWICH STRUCTURES Continuous Fiber-Reinforced Semi-Finished Products. n.d.
- [40] Chen Q, Chatzigeorgiou G, Robert G, Meraghni F. Viscoelastic-viscoplastic homogenization of short glass-fiber reinforced polyamide composites (PA66/GF) with progressive interphase and matrix damage: New developments and experimental validation. *Mechanics of Materials* 2022;164:104081. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2021.104081>.

- [41] Effect of fiber orientation on the mechanical properties of natural fiber epoxy reinforced composites of Flax, Hemp, and Kenaf. *International Journal of Advanced Technology and Engineering Exploration* 2022;9. <https://doi.org/10.19101/IJATEE.2021.874747>.
- [42] Afkari AS, Juwono AL, Roseno S. Effect of fiber orientation on the mechanical properties of Sumberejo Kenaf fiber/epoxy composites, 2022, p. 070001. <https://doi.org/10.1063/5.0073768>.
- [43] Afkari AS, Juwono AL, Roseno S. Effect of fibre stacking orientation on the mechanical and thermal properties of laminated kenaf fibre/epoxy composites. *Advances in Materials and Processing Technologies* 2023;9:1634–51. <https://doi.org/10.1080/2374068X.2022.2129822>.
- [44] Blümel T, Sahr RK, Krimmer A, Bardenhagen A. Investigation and calculation of the longitudinal compressive strength of unidirectional glass fiber reinforced polymer considering the fiber orientation distribution. *Composites Part C: Open Access* 2024;14:100480. <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2024.100480>.
- [45] Rajak DK, Wagh PH, Linul E. Manufacturing Technologies of Carbon/Glass Fiber-Reinforced Polymer Composites and Their Properties: A Review. *Polymers (Basel)* 2021;13:3721. <https://doi.org/10.3390/polym13213721>.
- [46] Geier N, Patra K, Anand RS, Ashworth S, Balázs BZ, Lukács T, et al. A critical review on mechanical micro-drilling of glass and carbon fibre reinforced polymer (GFRP and CFRP) composites. *Compos B Eng* 2023;254:110589. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.110589>.
- [47] Pereszalai C, Geier N, Poór DI, Balázs BZ, Póka G. Drilling fibre reinforced polymer composites (CFRP and GFRP): An analysis of the cutting force of the tilted helical milling process. *Compos Struct* 2021;262:113646. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.113646>.
- [48] Harris M, Qureshi MAM, Saleem MQ, Khan SA, Bhutta MMA. Carbon fiber-reinforced polymer composite drilling via aluminum chromium nitride-coated tools: Hole quality and tool wear assessment. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2017;36:1403–20. <https://doi.org/10.1177/0731684417709359>.
- [49] Tuli NT, Khatun S, Rashid A Bin. Unlocking the future of precision manufacturing: A comprehensive exploration of 3D printing with fiber-reinforced composites in aerospace, automotive, medical, and consumer industries. *Heliyon* 2024;10:e27328. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e27328>.
- [50] Al-Lami A, Hilmer P, Sinapius M. Eco-efficiency assessment of manufacturing carbon fiber reinforced polymers (CFRP) in aerospace industry. *Aerosp Sci Technol* 2018;79:669–78. <https://doi.org/10.1016/j.ast.2018.06.020>.
- [51] Alarifi IM. Investigation the conductivity of carbon fiber composites focusing on measurement techniques under dynamic and static loads. *Journal of Materials Research and Technology* 2019;8:4863–93. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.08.019>.
- [52] Ismail KBM, Kumar MA, Mahalingam S, Raj B, Kim J. Carbon fiber-reinforced polymers for energy storage applications. *J Energy Storage* 2024;84:110931. <https://doi.org/10.1016/j.est.2024.110931>.
- [53] Pignol G, Bassil P, Fontmorin J-M, Floner D, Geneste F, Hapiot P. Electrochemical Properties of Carbon Fibers from Felts. *Molecules* 2022;27:6584. <https://doi.org/10.3390/molecules27196584>.
- [54] Rajhi W, Ibrahim AMM, I. Mourad A-H, Boujelbene M, Fujii M, Elsheikh A. Prediction of milled surface characteristics of carbon fiber-reinforced

- polyetheretherketone using an optimized machine learning model by gazelle optimizer. *Measurement* 2023;222:113627. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2023.113627>.
- [55] He D, Kim HC, Sommacal S, Stojcevski F, Soo VK, Lipiński W, et al. Improving mechanical and life cycle environmental performances of recycled CFRP automotive component by fibre architecture preservation. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2023;175:107749. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2023.107749>.
- [56] Kundu J, Misra S, Mandal S, Saha P. An investigation to compare the shear strength of the adhesive joint of unidirectional CFRP after KrF excimer laser treatment in normal atmosphere, argon and underwater environments. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2023;173:107662. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2023.107662>.
- [57] Kim YS, Ko MJ, Kim SW, Lee J, Kim J, Oh Y, et al. Novel thermoplastic matrix resin with low processing temperature and good interfacial strength for carbon fiber-reinforced polyethersulfone. *Compos B Eng* 2024;281:111503. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2024.111503>.
- [58] Aamir M, Tolouei-Rad M, Giasin K, Nosrati A. Recent advances in drilling of carbon fiber–reinforced polymers for aerospace applications: a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2019;105:2289–308. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04348-z>.
- [59] He D, Kim HC, Sommacal S, Stojcevski F, Soo VK, Lipiński W, et al. Improving mechanical and life cycle environmental performances of recycled CFRP automotive component by fibre architecture preservation. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2023;175:107749. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2023.107749>.
- [60] Markouti P, Tzouma E, Paipetis AS, Barkoula NM. Conventional Thermoset Composites and Their Sustainable Alternatives with Vitrimer Matrix—Waste Management/Recycling Options with Focus on Carbon Fiber Reinforced Epoxy Resin Composites. *Materials* 2025, Vol 18, Page 351 2025;18:351. <https://doi.org/10.3390/MA18020351>.
- [61] Cousigné O, Moncayo D, Coutellier D, Camanho P, Naceur H, Hampel S. Development of a new nonlinear numerical material model for woven composite materials accounting for permanent deformation and damage. *Compos Struct* 2013;106:601–14. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2013.07.026>.
- [62] Hufenbach W, Langkamp A, Gude M, Ebert C, Hornig A, Nitschke S, et al. Characterisation of Strain rate Dependent Material Properties of Textile Reinforced Thermoplastics for Crash and Impact Analysis. *Procedia Materials Science* 2013;2:204–11. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2013.02.025>.
- [63] Abdalrahman RM, Rostam S, Lafta HD. Bettered strength and fracture behavior of plain weave carbon fiber reinforced epoxy laminate with open hole under the influence of hole shape/size and strain rate. *Results in Engineering* 2025;25:103906. <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2024.103906>.
- [64] Al-Azzawi ASM, Kawashita LF, Featherston CA. Predicting interlaminar damage behaviour of fibre-metal laminates containing adhesive joints under bending loads. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* n.d.;41:167–86. <https://doi.org/10.1177/07316844211051706>.
- [65] Dong WG, Song HL. Transverse Impact and Tensile Behavior of the Three-Dimensional Woven Fabric Reinforced Thermoplastic Composites. *Adv Mat Res* 2010;129–131:1238–43. <https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.129-131.1238>.

- [66] Dong WG, Song HL. Transverse Impact and Tensile Behavior of the Three-Dimensional Woven Fabric Reinforced Thermoplastic Composites. *Adv Mat Res* 2010;129–131:1238–43.  
<https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMR.129-131.1238>.
- [67] Karahan M, Jabbar A, Karahan N. Ballistic impact behavior of the aramid and ultra-high molecular weight polyethylene composites. 2014;34:37–48.  
<https://doi.org/10.1177/0731684414562223>.
- [68] Wen C, Yazdani S. Anisotropic damage model for woven fabric composites during tension–tension fatigue. *Compos Struct* 2008;82:127–31.  
<https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2007.01.003>.
- [69] Corbin AC, Sala B, Soulat D, Ferreira M, Labanieh AR, Placet V. Development of quasi-unidirectional fabrics with hemp fiber: A competitive reinforcement for composite materials. <https://doi.org/10.1177/0021998320954230> 2020;55:551–64. <https://doi.org/10.1177/0021998320954230>.
- [70] Yang K, Guan J, Numata K, Wu C, Wu S, Shao Z, et al. Integrating tough *Antheraea pernyi* silk and strong carbon fibres for impact-critical structural composites. *Nature Communications* 2019 10:1 2019;10:1–12.  
<https://doi.org/10.1038/s41467-019-11520-2>.
- [71] Harjkova G, Lusi V, Krasnikovs A. Experimental investigation of efficiency of plain weft knitted fabric layered reinforcement in fiberconcrete. The International Scientific Conference „Innovative Materials, Structures and Technologies" 2014;0:59–63. <https://doi.org/10.7250/ISCCONSTRS.2014.10>.
- [72] Striwe J, Reuter C, Sauerland K-H, Tröster T. Manufacturing and crashworthiness of fabric-reinforced thermoplastic composites. *Thin-Walled Structures* 2018;123:501–8. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2017.11.011>.
- [73] Zhou M, Jiang G, Gao Z. The tensile properties of weft-knitted biaxial tubular fabrics and reinforced composites. <https://doi.org/10.1177/00405175211064805> 2021;92:1611–9. <https://doi.org/10.1177/00405175211064805>.
- [74] Lomov S, Verpoest I, Robitaille F. Manufacturing and internal geometry of textiles. *Design and Manufacture of Textile Composites* 2005:1–61.  
<https://doi.org/10.1533/9781845690823.1>.
- [75] Yang CC, Ngo T, Tran P. Influences of weaving architectures on the impact resistance of multi-layer fabrics. *Mater Des* 2015;85:282–95.  
<https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2015.07.014>.
- [76] Chowdhury IR, Summerscales J. Woven Fabrics for Composite Reinforcement: A Review. *Journal of Composites Science* 2024, Vol 8, Page 280 2024;8:280.  
<https://doi.org/10.3390/JCS8070280>.
- [77] Ali G, Nassif A. Effect of Weave Structure and Weft Density on the Physical and Mechanical Properties of Micro polyester Woven Fabrics. *Journal of American Science* 2012;8.
- [78] Nicoletto G, Riva E. Failure mechanisms in twill-weave laminates: FEM predictions vs. experiments. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2004;35:787–95.  
<https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2004.01.007>.
- [79] Daggumati S, De Baere I, Van Paeppegem W, Degrieck J, Xu J, Lomov S V., et al. Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I – Experimental analysis. *Compos Sci Technol* 2010;70:1926–33.  
<https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2010.07.003>.
- [80] Abot JL, Gabbai RD, Harsley K. Effect of woven fabric architecture on interlaminar mechanical response of composite materials: an experimental study.



- [Http://DxDoiOrg/101177/0731684411431118](http://dx.doi.org/10.1177/0731684411431118) 2011;30:2003–14.  
<https://doi.org/10.1177/0731684411431118>.
- [81] De Carvalho N V., Pinho ST, Robinson P. An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression. *Compos Sci Technol* 2011;71:1316–25. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2011.04.019>.
  - [82] Osada T, Nakai A, Hamada H. Initial fracture behavior of satin woven fabric composites. *Compos Struct* 2003;61:333–9. [https://doi.org/10.1016/S0263-8223\(03\)00058-8](https://doi.org/10.1016/S0263-8223(03)00058-8).
  - [83] Koohbor B, Mallon S, Kidane A, Sutton MA. A DIC-based study of in-plane mechanical response and fracture of orthotropic carbon fiber reinforced composite. *Compos B Eng* 2014;66:388–99. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2014.05.022>.
  - [84] Pollock P, Yu L, Sutton MA, Guo S, Majumdar P, Gresil M. Full-field measurements for determining orthotropic elastic parameters of woven glass-epoxy composites using off-axis tensile specimens. *Exp Tech* 2014;38:61–71. <https://doi.org/10.1111/J.1747-1567.2012.00824.X>/METRICS.
  - [85] Zhou G, Sun Q, Meng Z, Li D, Peng Y, Zeng D, et al. Experimental investigation on the effects of fabric architectures on mechanical and damage behaviors of carbon/epoxy woven composites. *Compos Struct* 2021;257:113366. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2020.113366>.
  - [86] <https://help.autodesk.com/view/ACMPAN/2025/ENU/?guid=HELIUS-PFA-UG-MG-APPENDIX-D> (dostęp 19.02.2025)
  - [87] Kiasat MS, Sangtabi MR. Effects of fiber bundle size and weave density on stiffness degradation and final failure of fabric laminates. *Compos Sci Technol* 2015;111:23–31. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2015.02.016>.
  - [88] Belingardi G, Mehdipour H, Mangino E, Martorana B. Progressive damage analysis of a rate-dependent hybrid composite beam. *Compos Struct* 2016;154:433–42. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.07.055>.
  - [89] Choi T, Ji W. Effects of the Rate Dependency of a Matrix Material on the Tensile Response of Plain Weave Carbon Fabric Reinforced Epoxy Composites. *Journal of Composites Science* 2025, Vol 9, Page 29 2025;9:29. <https://doi.org/10.3390/JCS9010029>.
  - [90] Balcer K, Boroński D. Mechanical Properties of TWILL Carbon Fiber Fabric-Reinforced Single-Layer Thermoplastic Polyamide and Polybutylene Terephthalate-Based Composite Materials Manufactured by Hot Pressing. *Materials* 2025;18:343. <https://doi.org/10.3390/ma18020343>.
  - [91] Yang J, Yang X, Zhu H, Shi D, Chen X, Qi H. The effect of off-axis angles on the mesoscale deformation response and failure behavior of an orthotropic textile carbon-epoxy composite. *Compos Struct* 2018;206:952–9. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2018.08.010>.
  - [92] Koohbor B, Ravindran S, Kidane A. A multiscale experimental approach for correlating global and local deformation response in woven composites. *Compos Struct* 2018;194:328–34. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2018.04.016>.
  - [93] Li F, Hua Y, Qu CB, Ji JH, Li YQ, Hu N, et al. Effectively enhanced mechanical properties of injection molded short carbon fiber reinforced polyethersulfone composites by phenol-formaldehyde resin sizing. *Compos B Eng* 2018;139:216–26. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.11.033>.

- [94] Deng Z, Fan J, Huang Z, Yang X. Efficient recycling of carbon fiber from carbon fiber reinforced composite and reuse as high performance electromagnetic shielding materials with superior mechanical strength. *Polym Test* 2023;125. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2023.108110>.
- [95] Mudzi P, Wu R, Firouzi D, Ching CY, Farncombe TH, Ravi Selvaganapathy P. Use of patterned thermoplastic hot film to create flexible ballistic composite laminates from UHMWPE fabric. *Mater Des* 2022;214:110403. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2022.110403>.
- [96] Kada D, Koubaa A, Tabak G, Migneault S, Garnier B, Boudenne A. Tensile properties, thermal conductivity, and thermal stability of short carbon fiber reinforced polypropylene composites. *Polym Compos* 2018;39:E664–70. <https://doi.org/10.1002/PC.24093>.
- [97] Unterweger C, Brüggemann O, Fürst C. Synthetic fibers and thermoplastic short-fiber-reinforced polymers: Properties and characterization. *Polym Compos* 2014;35:227–36. <https://doi.org/10.1002/PC.22654>.
- [98] Walker SRJ, Thies PR, Johanning L. Comparative Life Cycle Assessment of tidal stream turbine blades. *International Marine Energy Journal* 2022;5:249–56. <https://doi.org/10.36688/imej.5.249-256>.
- [99] Sarath Kumar P, Jayanarayanan K, Balachandran M. Performance comparison of carbon fiber reinforced polyaryletherketone and epoxy composites: Mechanical properties, failure modes, cryo-thermal behavior, and finite element analysis. *J Appl Polym Sci* 2022;139:e52494. <https://doi.org/10.1002/APP.52494>.
- [100] Lee JS, Kim JW. Impact response of carbon fibre fabric/thermoset-thermoplastic combined polymer composites. *Advanced Composites Letters* 2017;26:82–8. [https://doi.org/10.1177/096369351702600304/ASSET/IMAGES/LARGE/10.1177\\_096369351702600304-FIG7.JPEG](https://doi.org/10.1177/096369351702600304/ASSET/IMAGES/LARGE/10.1177_096369351702600304-FIG7.JPEG).
- [101] Da Silva WM, Ribeiro H, Neves JC, Sousa AR, Silva GG. Improved impact strength of epoxy by the addition of functionalized multiwalled carbon nanotubes and reactive diluent. *J Appl Polym Sci* 2015;132. <https://doi.org/10.1002/APP.42587>.
- [102] Ren D, Li B, Chen S, Xu M, Liu X. Investigation on curing reaction of phthalonitrile resin with nanosilica and the properties of their glass fiber-reinforced composites. *J Appl Polym Sci* 2021;138:49777. <https://doi.org/10.1002/APP.49777>.
- [103] Yu Q, Liang Y, Cheng J, Chen S, Zhang A, Miao M, et al. Synthesis of a Degradable High-Performance Epoxy-Ended Hyperbranched Polyester. *ACS Omega* 2017;2:1350–9. [https://doi.org/10.1021/ACSOMEGA.7B00132/ASSET/IMAGES/AO-2017-00132K\\_M007.GIF](https://doi.org/10.1021/ACSOMEGA.7B00132/ASSET/IMAGES/AO-2017-00132K_M007.GIF).
- [104] Xue X, Liu SY, Zhang ZY, Wang QZ, Xiao CZ. A technology review of recycling methods for fiber-reinforced thermosets. 2021;41:459–80. <https://doi.org/10.1177/07316844211055208>.
- [105] Wang X, Zhao X, Chen S, Wu Z. Static and fatigue behavior of basalt fiber-reinforced thermoplastic epoxy composites. 2019;54:2389–98. <https://doi.org/10.1177/0021998319896842>.
- [106] Raps L, Chadwick AR, Schiel I, Schmidt I. CF/LM-PAEK: Characterisation and sensitivity to critical process parameters for automated fibre placement. *Compos Struct* 2022;284:115087. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.115087>.

- [107] Kim YS, Jo JY, Choi WH, Song JM, Jung YC, Choi S, et al. Effect of draw ratio on the mechanical properties of polypropylene self-reinforced composite. *Compos Struct* 2021;275:114398. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114398>.
- [108] Valverde MA, Belnoue JP-H, Kupfer R, Kawashita LF, Gude M, Hallett SR. Compaction behaviour of continuous fibre-reinforced thermoplastic composites under rapid processing conditions. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2021;149:106549. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106549>.
- [109] Kim JW, Lee JS. The Effect of the Melt Viscosity and Impregnation of a Film on the Mechanical Properties of Thermoplastic Composites. *Materials* 2016, Vol 9, Page 448 2016;9:448. <https://doi.org/10.3390/MA9060448>.
- [110] Siwek A. Prognozowanie długookresowych właściwości kompozytów termoplastycznych poddanych przyspieszonemu testowi starzenia. *INŻYNIERIA MATERIAŁOWA* 2022;1:34–9. <https://doi.org/10.15199/28.2022.3.5>.
- [111] Dębkowski R, Urbaniak M. Wpływ przyspieszenia kąowego ściernic do przecinania na ich wytrzymałość na rozerwanie. *Mechanik* 2015;710/90-710/95. <https://doi.org/10.17814/MECHANIK.2015.8-9.349>.
- [112] Kim W, Sun CT. Modeling Relaxation of a Polymeric Composite during Loading and Unloading. *J Compos Mater* 2002;36:745–55. <https://doi.org/10.1177/0021998302036006477>.
- [113] Ahmad B, Fang X. Modeling Shear Behavior of Woven Fabric Thermoplastic Composites for Crash Simulations. *Applied Composite Materials* 2020;27:739–65. <https://doi.org/10.1007/s10443-020-09844-0>.
- [114] Ullah H, Harland AR, Silberschmidt V V. Characterisation of mechanical behaviour and damage analysis of 2D woven composites under bending. *Compos B Eng* 2015;75:156–66. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2015.01.036>.
- [115] Ullah H, Harland AR, Silberschmidt V V. Evolution and interaction of damage modes in fabric-reinforced composites under dynamic flexural loading. *Compos Sci Technol* 2014;92:55–63. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2013.12.007>.
- [116] Li J, Cai CL. The carbon fiber surface treatment and addition of PA6 on tensile properties of ABS composites. *Current Applied Physics* 2011;11:50–4. <https://doi.org/10.1016/j.cap.2010.06.017>.
- [117] Luo H, Xiong G, Ma C, Li D, Wan Y. Preparation and performance of long carbon fiber reinforced polyamide 6 composites injection-molded from core/shell structured pellets. *Mater Des* 2014;64:294–300. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.07.054>.
- [118] Du H, Xian G, Tian J, Ma Z, Li C, Xin M, et al. Effect of fiber surface treatment with silane coupling agents and carbon nanotubes on mechanical properties of carbon fiber reinforced polyamide 6 composites. *Polym Compos* 2025;46:1267–83. <https://doi.org/10.1002/PC.29035>.
- [119] Kay Schäfer, Susann Anders, Stefan Valentin, Frank Helbig, Jürgen Tröltzsch, Isabelle Roth-Panke, et al. Investigation of the specific adhesion between polyurethane foams and thermoplastics to suited material selection in lightweight structures. *Journal of Elastomers & Plastics* 2018;50.
- [120] Abdo D, Gleadall A, Silberschmidt V V. Failure behaviour of short-fibre-reinforced PBT composites: Effect of strain rate. *Eng Fail Anal* 2019;105:466–76. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.07.028>.
- [121] Hufenbach W, Gude M, Ebert C. Hybrid 3D-textile reinforced composites with tailored property profiles for crash and impact applications. *Compos Sci Technol* 2009;69:1422–6. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2008.09.033>.

- [122] Abbood IS, Odaa SA, Hasan KF, Jasim MA. Properties evaluation of fiber reinforced polymers and their constituent materials used in structures - A review. *Mater Today Proc*, vol. 43, Elsevier Ltd; 2021, p. 1003–8. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.636>.
- [123] Taniguchi N, Nishiwaki T, Hirayama N, Nishida H, Kawada H. Dynamic tensile properties of carbon fiber composite based on thermoplastic epoxy resin loaded in matrix-dominant directions. *Compos Sci Technol* 2009;69:207–13. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2008.10.002>.
- [124] Tatsuno D, Yoneyama T, Kawamoto K, Okamoto M. Production system to form, cut, and join by using a press machine for continuous carbon fiber-reinforced thermoplastic sheets. *Polym Compos* 2018;39:2571–86. <https://doi.org/10.1002/PC.24242>.
- [125] Jeantet L, Regazzi A, Perrin D, Pucci MF, Corn S, Quantin J-C, et al. Recycled carbon fiber potential for reuse in carbon fiber/PA6 composite parts. *Compos B Eng* 2024;269:111100. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.111100>.
- [126] Teltschik J, Matter J, Woebeking S, Jahn K, Borja Adasme Y, Van Paepegem W, et al. Review on recycling of carbon fibre reinforced thermoplastics with a focus on polyetheretherketone. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2024;184:108236. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2024.108236>.
- [127] Czel G, Pimenta S, Wisnom MR, Robinson P. Demonstration of pseudo-ductility in unidirectional discontinuous carbon fibre/epoxy prepreg composites. *Compos Sci Technol* 2015;106:110–9. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2014.10.022>.
- [128] Yoon KJ, Sun CT. Characterization of elastic-viscoplastic properties of an AS4/PEEK thermoplastic composite. *J Compos Mater* 1991;25.
- [129] Kobler E, Birtha J, Marschik C, Straka K, Steinbichler G, Zwicklhuber P, et al. A Novel Multi-Region, Multi-Phase, Multi-Component-Mixture Modeling Approach to Predicting the Thermodynamic Behaviour of Thermoplastic Composites during the Consolidation Process. *Polymers (Basel)* 2022;14:4785. <https://doi.org/10.3390/polym14214785>.
- [130] Balasubramanian K, Sultan MTH, Rajeswari N. Manufacturing techniques of composites for aerospace applications. *Sustainable Composites for Aerospace Applications* 2018;55–67. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102131-6.00004-9>.
- [131] Jeong E, Kim Y, Hong S, Yoon K, Lee S. Innovative Injection Molding Process for the Fabrication of Woven Fabric Reinforced Thermoplastic Composites. *Polymers* 2022, Vol 14, Page 1577 2022;14:1577. <https://doi.org/10.3390/POLYM14081577>.
- [132] Marissen R, Van Der Drift LT, Sterk J. Technology for rapid impregnation of fibre bundles with a molten thermoplastic polymer. *Compos Sci Technol* 2000;60:2029–34. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(00\)00122-6](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(00)00122-6).
- [133] Minchenkov K, Vedernikov A, Safonov A, Akhatov I. Thermoplastic Pultrusion: A Review. *Polymers* 2021, Vol 13, Page 180 2021;13:180. <https://doi.org/10.3390/POLYM13020180>.
- [134] Budiyanoro C, Rochardjo HSB, Nugroho G. Effects of Processing Variables of Extrusion–Pultrusion Method on the Impregnation Quality of Thermoplastic Composite Filaments. *Polymers* 2020, Vol 12, Page 2833 2020;12:2833. <https://doi.org/10.3390/POLYM12122833>.
- [135] LUNT J, JB S. THE EFFECT OF EXTRUSION COMPOUNDING ON FIBRE DEGRADATION AND STRENGTH PROPERTIES IN SHORT GLASS-FIBRE-REINFORCED NYLON 6.6. 1979.

- [136] Hyvärinen M, Jabeen R, Kärki T. The Modelling of Extrusion Processes for Polymers—A Review. *Polymers* 2020, Vol 12, Page 1306 2020;12:1306. <https://doi.org/10.3390/POLYM12061306>.
- [137] Wilczyński K, Buziak K, Wilczyński KJ, Lewandowski A, Nastaj A. Computer Modeling for Single-Screw Extrusion of Wood–Plastic Composites. *Polymers* 2018, Vol 10, Page 295 2018;10:295. <https://doi.org/10.3390/POLYM10030295>.
- [138] Michaud V, Törnqvist R, Månson J-AE. Impregnation of Compressible Fiber Mats with a Thermoplastic Resin. Part II: Experiments. *Http://DxDoiOrg/101177/002199801772662280* 2001;35:1174–200. <https://doi.org/10.1177/002199801772662280>.
- [139] Li X, Daso F, Lee J, Spangler J, Canart JP, Kinsella M, et al. Consolidation of aerospace-grade high-temperature thermoplastic carbon fiber composites via nano-engineered electrothermal heating. *Compos B Eng* 2023;262. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.110814>.
- [140] Valente M, Rossitti I, Sambucci M. Different Production Processes for Thermoplastic Composite Materials: Sustainability versus Mechanical Properties and Processes Parameter. *Polymers (Basel)* 2023;15:242. <https://doi.org/10.3390/polym15010242>.
- [141] Akkerman R, Bouwman M, Wijskamp S. Analysis of the Thermoplastic Composite Overmolding Process: Interface Strength. *Front Mater* 2020;7:506332. <https://doi.org/10.3389/FMATS.2020.00027/BIBTEX>.
- [142] Aliyeva N, Sas HS, Saner Okan B. Recent developments on the overmolding process for the fabrication of thermoset and thermoplastic composites by the integration of nano/micron-scale reinforcements. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2021;149:106525. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2021.106525>.
- [143] Zheng B, Gao X, Li M, Deng T, Huang Z, Zhou H, et al. Formability and Failure Mechanisms of Woven CF/PEEK Composite Sheet in Solid-State Thermofforming. *Polymers* 2019, Vol 11, Page 966 2019;11:966. <https://doi.org/10.3390/POLYM11060966>.
- [144] Užek RR<sup>°</sup>, Krena J, Doubrava R, Tkadlec J, Kadlec M, Bělský P, et al. Optimal Design and Testing of a Thermoplastic Pressurized Passenger Door Manufactured Using Thermoforming. *Polymers* 2021, Vol 13, Page 3394 2021;13:3394. <https://doi.org/10.3390/POLYM13193394>.
- [145] Xiong H, Hamila N, Boisse P. Consolidation Modeling during Thermoforming of Thermoplastic Composite Prepregs. *Materials* 2019, Vol 12, Page 2853 2019;12:2853. <https://doi.org/10.3390/MA12182853>.
- [146] Uşun A, Vatandaş BB, Gümrük R. Enhanced mechanical properties of continuous carbon fiber reinforced polyether-ether-ketone composites via infrared preheating and high fiber volume fraction. *Addit Manuf* 2024;89:104289. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104289>.
- [147] Ageyeva T, Sibikin I, Kovács JG. A Review of Thermoplastic Resin Transfer Molding: Process Modeling and Simulation. *Polymers* 2019, Vol 11, Page 1555 2019;11:1555. <https://doi.org/10.3390/POLYM11101555>.
- [148] Murray JJ, Allen T, Bickerton S, Bajpai A, Gleich K, McCarthy ED, et al. Thermoplastic RTM: Impact Properties of Anionically Polymerised Polyamide 6 Composites for Structural Automotive Parts. *Energies* 2021, Vol 14, Page 5790 2021;14:5790. <https://doi.org/10.3390/EN14185790>.

- [149] Semperger OV, Suplicz A. The Effect of the Parameters of T-RTM on the Properties of Polyamide 6 Prepared by in Situ Polymerization. *Materials* 2020, Vol 13, Page 4 2019;13:4. <https://doi.org/10.3390/MA13010004>.
- [150] Pantelelis N, Bistekos E, Emmerich R, Gerard P, Zoller A, Gallardo RR. Compression RTM of reactive thermoplastic composites using microwaves and cure monitoring. *Procedia CIRP* 2019;85:249–54. <https://doi.org/10.1016/J.PROCIR.2019.10.005>.
- [151] Kim SH, Park CH. Direct impregnation of thermoplastic melt into flax textile reinforcement for semi-structural composite parts. *Ind Crops Prod* 2017;95:651–63. <https://doi.org/10.1016/J.INDCROP.2016.11.034>.
- [152] Studer J, Dransfeld C, Jauregui Cano J, Keller A, Wink M, Masania K, et al. Effect of fabric architecture, compaction and permeability on through thickness thermoplastic melt impregnation. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2019;122:45–53. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2019.04.008>.
- [153] [https://www.marketresearchfuture.com/reports/thermoplastic-composites-market-4244?utm\\_term=&utm\\_campaign=&utm\\_source=adwords&utm\\_medium=ppc&hsa\\_acc=2893753364&hsa\\_cam=20373674291&hsa\\_grp=150985931723&hsa\\_ad=665909881832&hsa\\_src=g&hsa\\_tgt=dsa-2086491747827&hsa\\_kw=&hsa\\_mt=&hsa\\_net=adwords&hsa\\_ver=3&gad\\_source=1](https://www.marketresearchfuture.com/reports/thermoplastic-composites-market-4244?utm_term=&utm_campaign=&utm_source=adwords&utm_medium=ppc&hsa_acc=2893753364&hsa_cam=20373674291&hsa_grp=150985931723&hsa_ad=665909881832&hsa_src=g&hsa_tgt=dsa-2086491747827&hsa_kw=&hsa_mt=&hsa_net=adwords&hsa_ver=3&gad_source=1) (dostęp 28.09.2025)
- [154] Jarosław Bieniaś. Kształtowanie stanu powierzchni rozdziału metal-kompozyt w laminatach metalowo- -włóknistych z włóknami węglowymi. Politechnika Lubelska; 2018.
- [155] Dhar Malingam S, Jumaat FA, Ng LF, Subramaniam K, Ab Ghani AF. Tensile and impact properties of cost-effective hybrid fiber metal laminate sandwich structures. *Advances in Polymer Technology* 2018;37:2385–93. <https://doi.org/10.1002/adv.21913>.
- [156] Ritchie RO, Yu W, Bucci RJ. Fatigue crack propagation in ARALL® LAMINATES: Measurement of the effect of crack-tip shielding from crack bridging. *Eng Fract Mech* 1989;32:361–77. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(89\)90309-3](https://doi.org/10.1016/0013-7944(89)90309-3).
- [157] Zopp C, Dittes A, Nestler D, Scharf I, Kroll L, Lampke T. Quasi-static and fatigue bending behavior of a continuous fiber-reinforced thermoplastic/metal laminate. *Compos B Eng* 2019;174. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107043>.
- [158] DharMalingam S, Sivaraos, Bin Selamat MZ, Bin Said R, Kalyanasundaram S. Effects of process parameters during forming of glass reinforced-pp based sandwich structure. *Adv Environ Biol* 2014;8:3143–50.
- [159] ABDULLAH M, CANTWELL W. The impact resistance of polypropylene-based fibre–metal laminates. *Compos Sci Technol* 2006;66:1682–93. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.11.008>.
- [160] Bieniaś J, Jakubczak P, Drożdżel M, Surowska B. Interlaminar Shear Strength and Failure Analysis of Aluminium-Carbon Laminates with a Glass Fiber Interlayer after Moisture Absorption. *Materials* 2020, Vol 13, Page 2999 2020;13:2999. <https://doi.org/10.3390/MA13132999>.
- [161] Vieira LMG, Dobah Y, Dos Santos JC, Panzera TH, Campos Rubio JC, Scarpa F. Impact Properties of Novel Natural Fibre Metal Laminated Composite Materials. *Applied Sciences* 2022, Vol 12, Page 1869 2022;12:1869. <https://doi.org/10.3390/APP12041869>.

- [162] Ostapiuk M, Surowska B, Bienias J. Interface analysis of fiber metal laminates. *Compos Interfaces* 2014;21:309–18. <https://doi.org/10.1080/15685543.2014.854527>.
- [163] Makradi A, Zopp C, Laachachi A, Zucker G, Berndt J, Basaran M, et al. Manufacturing, microstructural and mechanical investigations of inverse hybrid composite laminates: Glass fiber-reinforced polyamide-6/aluminium. *Compos Struct* 2025;359:119027. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2025.119027>.
- [164] Nestler D, Trautmann M, Zopp C, Tröltzsch J, Osiecki T, Nendel S, et al. Continuous Film Stacking and Thermoforming Process for Hybrid CFRP/aluminum Laminates. *Procedia CIRP* 2017;66:107–12. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2017.03.221>.
- [165] Gao S, Hou W, Xing J, Sang L. Numerical and Experimental Investigation of Flexural Properties and Damage Behavior of CFRT/P/Al Laminates with Different Stacking Sequence. *Applied Sciences* 2023;13:1667. <https://doi.org/10.3390/app13031667>.
- [166] Nestler DJ, Döhler C, Wielage B, Wagner G. Surface and Fracture Surface Analysis of Thermally Bonded Metal/FRP Joints. *Materials Science Forum* 2015;825–826:328–35. <https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.825-826.328>.
- [167] Nestler D, Trautmann M, Nendel S, Wagner G, Kroll L. Innovative hybrid laminates of aluminium alloy foils and fibre-reinforced thermoplastic layers. *Materwiss Werksttech* 2016;47:1121–31. <https://doi.org/10.1002/MAWE.201600636>.
- [168] Nestler D, Jung H, Arnold S, Wielage B, Nendel S, Kroll L. Thermoplastische Hybridlaminate mit variabler Metallkomponente. *Materwiss Werksttech* 2014;45:531–6. <https://doi.org/10.1002/MAWE.201400259>.
- [169] Zhang Q, Sun F, Ma Y, Sun Z. The Experimental Study on the Mechanical Properties of Fiber-Reinforced Metal Laminates Using an Innovative Heat-Solid Integrated Forming Technology. *Metals (Basel)* 2023;13:1199. <https://doi.org/10.3390/met13071199>.
- [170] Carrillo JG, Cantwell WJ. Mechanical properties of a novel fiber–metal laminate based on a polypropylene composite. *Mechanics of Materials* 2009;41:828–38. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2009.03.002>.
- [171] Khan MA, Reynolds N, Williams G, Kendall KN. Processing of thermoset prepregs for high-volume applications and their numerical analysis using superimposed finite elements. *Compos Struct* 2015;131:917–26. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.06.056>.
- [172] Liu S, Sinke J, Dransfeld C. An inter-ply friction model for thermoset based fibre metal laminate in a hot-pressing process. *Compos B Eng* 2021;227:109400. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109400>.
- [173] Sinke J. Feasibility of tailoring of press formed thermoplastic composite parts, 2018, p. 020030. <https://doi.org/10.1063/1.5034831>.
- [174] Zhang X, Meng W, Guo J, Zhang Y. Available Relevant Study on Stress Analysis and Static Strength Prediction of Fiber Metal Laminates. *Scanning* 2020;2020:1–13. <https://doi.org/10.1155/2020/8874830>.
- [175] Zhu W, Xiao H, Wang J, Fu C. Characterization and properties of AA6061-based fiber metal laminates with different aluminum-surface pretreatments. *Compos Struct* 2019;227:111321. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111321>.

- [176] Frankiewicz M, Ziółkowski G, Dziedzic R, Osiecki T, Scholz P. Damage to inverse hybrid laminate structures: an analysis of shear strength test. *Materials Science-Poland* 2022;40:130–44. <https://doi.org/10.2478/msp-2022-0016>.
- [177] Patil NA, Mulik SS, Wangikar KS, Kulkarni AP. Characterization of Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy- A Review. *Procedia Manuf* 2018;20:554–62. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.02.083>.
- [178] Rauter N, Weber WE. On the influence of the probabilistic microstructural characteristics of glass fiber-reinforced composites on the wave propagation in GLARE. *PAMM* 2023;23:e202200132. <https://doi.org/10.1002/PAMM.202200132>.
- [179] Liu Y, Liaw B. Effects of constituents and lay-up configuration on drop-weight tests of fiber-metal laminates. *Applied Composite Materials* 2010;17:43–62. <https://doi.org/10.1007/S10443-009-9119-1/FIGURES/13>.
- [180] Zhu G, Wang W, Wang R, Dong A, Yang Y, Shu D, et al. Thermal degradation behaviour of resins in aluminium composite under isothermal condition. *Polym Test* 2017;61:448–54. <https://doi.org/10.1016/J.POLYMERTESTING.2017.05.038>.
- [181] Atas C, Sayman O. An overall view on impact response of woven fabric composite plates. *Compos Struct* 2008;82:336–45. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2007.01.014>.
- [182] Kwak BS, Lee GE, Kang GS, Kweon JH. An investigation of repair methods for delaminated composite laminate under flexural load. *Compos Struct* 2019;215:249–57. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2019.02.037>.
- [183] Etri H El, Korkmaz ME, Gupta MK, Gunay M, Xu J. A state-of-the-art review on mechanical characteristics of different fiber metal laminates for aerospace and structural applications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2022;123:2965–91. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-10277-1>.
- [184] Pourahmadi E, Shadmehri F, Ganesan R. Interlaminar shear strength of Carbon/PEEK thermoplastic composite laminate: Effects of in-situ consolidation by automated fiber placement and autoclave re-consolidation. *Compos B Eng* 2024;269:111104. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.111104>.
- [185] <https://technology.nasa.gov/patent/LAR-TOPS-6> 2024. (dostęp 28.09.2025)
- [186] Zopp C, Nestler D, Buschner N, Mende C, Mauersberger S, Tröltzsch J, et al. Influence of the cooling behaviour on mechanical properties of carbon fibre-reinforced thermoplastic/metal laminates. *Technologies for Lightweight Structures (TLS)* 2018;1. <https://doi.org/10.21935/tls.v1i2.81>.
- [187] Rajabi A, Kadkhodayan M, Ghanei S. An investigation into the flexural and drawing behaviors of GFRP-based fiber–metal laminate. *Mechanics of Advanced Materials and Structures* 2018;25:805–12. <https://doi.org/10.1080/15376494.2017.1308587>.
- [188] Kazemi ME, Shanmugam L, Chen S, Yang L, Yang J. Novel thermoplastic fiber metal laminates manufactured with an innovative acrylic resin at room temperature. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2020;138:106043. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2020.106043>.
- [189] Trautmann M, Mrzljak S, Walther F, Wagner G. Mechanical Properties of Thermoplastic-Based Hybrid Laminates with Regard to Layer Structure and Metal Volume Content. *Metals* 2020, Vol 10, Page 1430 2020;10:1430. <https://doi.org/10.3390/MET10111430>.



- [190] Kong X, Zhou H, Zheng C, Zhu Z, Wu W, Guan Z, et al. Dynamic response and failure behaviour of thermoplastic fibre–metal laminates subjected to confined blast load. *Thin-Walled Structures* 2023;187:110760. <https://doi.org/10.1016/J.TWS.2023.110760>.
- [191] Zhang Y, Liu B. A Strain Rate Dependent Damage Model for Evaluating the Dynamic Response of CFRTP Laminates with Different Stacking Sequence. *Electronics (Basel)* 2022;11:3728. <https://doi.org/10.3390/electronics11223728>.
- [192] Wollmann T, Hahn M, Wiedemann S, Zeiser A, Jaschinski J, Modler N, et al. Thermoplastic fibre metal laminates: Stiffness properties and forming behaviour by means of deep drawing. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 2018;18:442–50. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2017.09.001>.
- [193] Sang L, Xing J, Lv J, Gao S, Hou W. Investigation of structure–flexural response relations in thermoplastic carbon/glass fiber-metal laminates. *Polym Compos* 2024;45:5619–32. <https://doi.org/10.1002/pc.28152>.
- [194] Öztoprak N. Novel AA7075/AA2124-SiC-17p laminated structures for aerospace applications: A Comparative study into the mechanical performance of PA6 and PA66 composite interlayers. *J Compos Mater* 2022;56:4547–59. <https://doi.org/10.1177/00219983221135050>.
- [195] Xing J, Liu S, Gao S, Qu S, Sang L. Mechanical performance of a novel glass fiber reinforced maleic anhydride grafted polypropylene composite and its thermoplastic-based fiber metal laminates. *Polym Compos* 2022;43:6180–90. <https://doi.org/10.1002/PC.26922>.
- [196] Sang L, Xing J, Lv J, Gao S, Hou W. Investigation of structure–flexural response relations in thermoplastic carbon/glass fiber-metal laminates. *Polym Compos* 2024;45:5619–32. <https://doi.org/10.1002/PC.28152>.
- [197] Mena-Tun JL, Gonzalez-Chi PI, Díaz-Díaz A. Tensile properties of thermoplastic-laminated composites based on a polypropylene matrix reinforced with continuous twaron fibers. *Advances in Polymer Technology* 2013;32. <https://doi.org/10.1002/ADV.21318>.
- [198] Lin M, Lin J, Bao L. Extrusion/hot pressing processing and laminated layers of continuous carbon fiber/thermoplastic polyurethane knitted composites. *Polym Int* 2022;71:283–91. <https://doi.org/10.1002/pi.6325>.
- [199] Lin MC, Lin JH, Lin JY, Lin TA, Lou CW. Fabrication, properties, and failure of composite sandwiches made with sheet extrusion method. 2018;22:689–701. <https://doi.org/10.1177/1099636218766230>.
- [200] Zopp C, Nestler D, Tröltzsch J, Trautmann M, Nendel S, Wagner G, et al. CATPUAL - An Innovative and High-Performance Hybrid Laminate with Carbon Fibre-Reinforced Thermoplastic Polyurethane. *Key Eng Mater* 2017;742:294–301. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.742.294>.
- [201] Saenz E, del Rio M, Venegas P. Effect of carbon fiber and thermoplastic resin on laminates under lightning and dielectric strength tests. *Polym Compos* 2023;44:6839–55. <https://doi.org/10.1002/PC.27601>.
- [202] Hu S, Li F. Laser joining of CFRTP to metal: A review on welding parameters, joint enhancement, and numerical simulation. *Polym Compos* 2024;45:1931–55. <https://doi.org/10.1002/pc.27914>.
- [203] Chen Y, Jin K, Li H, Lin Y, Lu Y, Hua X, et al. Effect of peer ply and cooling rate on the tensile properties of Al/Gf/PP laminate prepared by hot pressing. 2018;22:2567–81. <https://doi.org/10.1177/1099636218802473>.

- [204] Risteska S, Trajkovska Petkoska A, Samak S, Drienovsky M. Annealing Effects on the Crystallinity of Carbon Fiber-Reinforced Polyetheretherketone and Polyohenylene Laminate Composites Manufactured by Laser Automatic Tape Placement. *Materials Science* 2020;26:308–16. <https://doi.org/10.5755/J01.MS.26.3.21489>.
- [205] Mudhukrishnan M, Hariharan P, Malhotra SK. Characterization of Glass Fibre/Carbon Fibre Hybrid Thermoplastics Composite Laminates Fabricated by Film Stacking Method. *Applied Mechanics and Materials* 2015;787:518–22. <https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/AMM.787.518>.
- [206] Jin K, Xuan S, Tao J, Chen Y. The Synergistic Effect of Temperature and Loading Rate on Deformation for Thermoplastic Fiber Metal Laminates. *Materials* 2021;14:4210. <https://doi.org/10.3390/ma14154210>.
- [207] Sang L, Xing J, Lv J, Gao S, Hou W. Investigation of structure–flexural response relations in thermoplastic carbon/glass fiber-metal laminates. *Polym Compos* 2024;45:5619–32. <https://doi.org/10.1002/PC.28152>.
- [208] Saadatfard A, Gerdooei M, Jalali Aghchai A. Drawing potential of fiber metal laminates in hydromechanical forming: A numerical and experimental study. 2018;22:1386–403. <https://doi.org/10.1177/1099636218785208>.
- [209] Lizzul L, Bertolini R, Sorgato M, Ghiotti A, Bruschi S. Drillability of Magnesium-Based Fiber Metal Laminates Obtained via Hot Metal Pressing with Different Metal Surface Treatments. *Key Eng Mater* 2022;926:1601–8. <https://doi.org/10.4028/P-7L74R2>.
- [210] Shanmugam L, Kazemi ME, Qiu C, Rui M, Yang L, Yang J. Influence of UHMWPE fiber and Ti6Al4V metal surface treatments on the low-velocity impact behavior of thermoplastic fiber metal laminates. *Adv Compos Hybrid Mater* 2020;3:508–21. <https://doi.org/10.1007/S42114-020-00189-7/METRICS>.
- [211] Fadly MS, Purnowidodo A, Setyarini PH, Bakri B, Chandrabakty S. PERFORMANCE AND PENETRATION OF FIBER METAL LAMINATES TARGET BY HEMISPHERICAL PROJECTILE. *International Journal of Mechanical Engineering Technologies and Applications* 2023;4:190–7. <https://doi.org/10.21776/MECHTA.2023.004.02.8>.
- [212] Sarasini F, Tirillò J, Ferrante L, Sergi C, Sbardella F, Russo P, et al. Effect of temperature and fiber type on impact behavior of thermoplastic fiber metal laminates. *Compos Struct* 2019;223:110961. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2019.110961>.
- [213] Robert C, Mamalis D, Obande W, Koutsos V, Ó Brádaigh CM, Ray D. Interlayer bonding between thermoplastic composites and metals by in-situ polymerization technique. *J Appl Polym Sci* 2021;138:51188. <https://doi.org/10.1002/APP.51188>.
- [214] Kuhtz M, Buschner N, Henseler T, Hornig A, Klaerner M, Ullmann M, et al. An experimental study on the bending response of multi-layered fibre-metal-laminates. *J Compos Mater* 2019;53:2579–91. [https://doi.org/10.1177/0021998319835595/ASSET/IMAGES/LARGE/10.1177\\_0021998319835595-FIG10.JPEG](https://doi.org/10.1177/0021998319835595/ASSET/IMAGES/LARGE/10.1177_0021998319835595-FIG10.JPEG).
- [215] Börjesson E, Verhoosel C V., Remmers JJC, Fagerström M. Meso-scale modelling of complex fibre composite geometries using an immersed boundary method. *Finite Elements in Analysis and Design* 2024;242:104262. <https://doi.org/10.1016/J.FINEL.2024.104262>.

- [216] Richter M, Oberhofer G, Dell H, Gese H, Duddeck F. A phenomenological material model for thermoplastic textile composites for crashworthiness simulation combining a stress- and strain-based failure criterion. *Thin-Walled Structures* 2023;184:110490. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2022.110490>.
- [217] Moghnod Bezzie Y, Paramasivam V, Tilahun S, Selvaraj SK. A review on failure mechanisms and analysis of multidirectional laminates. *Mater Today Proc* 2021;46:7380–8. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.1121>.
- [218] Zako M, Uetsuji Y, Kurashiki T. Finite element analysis of damaged woven fabric composite materials. *Compos Sci Technol* 2003;63:507–16. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(02\)00211-7](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(02)00211-7).
- [219] Smolnicki M, Lesiuk G, Duda Sz, de Jesus AMP. A Review on Finite-Element Simulation of Fibre Metal Laminates. *Archives of Computational Methods in Engineering* 2023;30:749–63. <https://doi.org/10.1007/s11831-022-09814-8>.
- [220] <https://simulation-blog.technia.com/simulation/modelling-a-composite-flanged-tube-under-thermal-and-pressure-loading-with-abaqus-cae> (dostęp 20.02.2025)
- [221] Andriß C, Kenf A, Schmeer S. Experimental characterization and phenomenological modeling of nonlinear viscoelasticity, plasticity and damage of continuous carbon fiber-reinforced thermoplastics. *Compos B Eng* 2023;259:110734. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.110734>.
- [222] Mercier S, Molinari A. Homogenization of elastic–viscoplastic heterogeneous materials: Self-consistent and Mori-Tanaka schemes. *Int J Plast* 2009;25:1024–48. <https://doi.org/10.1016/J.IJPLAS.2008.08.006>.
- [223] Genin GM, Birman V. Micromechanics and structural response of functionally graded, particulate-matrix, fiber-reinforced composites. *Int J Solids Struct* 2009;46:2136–50. <https://doi.org/10.1016/J.IJSOLSTR.2008.08.010>.
- [224] Zaghoul MY, Zaghoul MMY, Zaghoul MMY. Influence of Stress Level and Fibre Volume Fraction on Fatigue Performance of Glass Fibre-Reinforced Polyester Composites. *Polymers (Basel)* 2022;14:2662. <https://doi.org/10.3390/polym14132662>.
- [225] Hadi AE, Hamdan MHM, Siregar JP, Junid R, Tezara C, Irawan AP, et al. Application of Micromechanical Modelling for the Evaluation of Elastic Moduli of Hybrid Woven Jute–Ramie Reinforced Unsaturated Polyester Composites. *Polymers* 2021, Vol 13, Page 2572 2021;13:2572. <https://doi.org/10.3390/POLYM13152572>.
- [226] Zaghoul MMY, Zaghoul MYM, Zaghoul MMY. Experimental and modeling analysis of mechanical-electrical behaviors of polypropylene composites filled with graphite and MWCNT fillers. *Polym Test* 2017;63:467–74. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2017.09.009>.
- [227] <https://www.numberanalytics.com/blog/halpin-tsai-equations-for-polymer-composites/> (dostęp 05.08.2025)
- [228] <https://bioresources.cnr.ncsu.edu/resources/high-stiffness-performance-alpha-grass-pulp-fiber-reinforced-thermoplastic-starch-based-fully-biodegradable-composites/> (dostęp 05.08.2025)
- [229] Gómez C, Tobalina-Baldeen D, Cavas F, Sanz-Adan F. Geometrical optimization of thermoforming continuous fibers reinforced thermoplastics with Finite Element Models: A case study. *Compos B Eng* 2022;239:109950. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.109950>.
- [230] Johnson RDJ, Arumugaprabu V, Ko TJ. Theoretical and Experimental Evaluation of Tensile Property of Sansevieria Cylindrica Reinforced Wood Waste Biochar

- Tailored Vinyl Ester Composite. *Int J Eng Adv Technol* 2019;9:34–7. <https://doi.org/10.35940/IJEAT.A1082.1291S419>.
- [231] Andre NG, Ariawan D, Mohd Ishak ZA. Mechanical properties and micromechanical analysis of nonwoven kenaf fibre/epoxy composites produced by resin transfer moulding. <Http://DxDoiOrg/101177/0021998316664197> 2016;51:1875–85. <https://doi.org/10.1177/0021998316664197>.
- [232] Kalaprasad G, Joseph K, Thomas S, Pavithran C. Theoretical modelling of tensile properties of short sisal fibre-reinforced low-density polyethylene composites. *J Mater Sci* 1997;32:4261–7. <https://doi.org/10.1023/A:1018651218515/METRICS>.
- [233] Böhm R, Gude M, Hufenbach W. A phenomenologically based damage model for textile composites with crimped reinforcement. *Compos Sci Technol* 2010;70:81–7. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.09.008>.
- [234] Xiao J.R., Gama B.A., Gillespie Jr. J.W. Progressive damage and delamination in plain weave S-2 glass/SC-15 composites under quasi-static punch-shear loading. *Compos Struct* 2007;78:182–96.
- [235] G.R. Johnson, W.H. Cook. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics* 1983:541–7.
- [236] Gude M, Hufenbach W, Ebert C. THE STRAIN-RATE-DEPENDENT MATERIAL AND FAILURE BEHAVIOUR OF 2D AND 3D NON-CRIMP GLASS-FIBRE-REINFORCED COMPOSITES. 2009.
- [237] Martins JMP, Thuillier S, Andrade-Campos A. Calibration of a modified Johnson-Cook model using the Virtual Fields Method and a heterogeneous thermo-mechanical tensile test. *Int J Mech Sci* 2021;202–203:106511. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2021.106511>.
- [238] Kazemi ME, Shanmugam L, Chen S, Yang L, Yang J. Novel thermoplastic fiber metal laminates manufactured with an innovative acrylic resin at room temperature. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2020;138:106043. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.106043>.
- [239] Poul R, Růžicka P, Hanus . D., Blahouš K. Design of Carbon Composite Driveshaft for Ultralight Aircraft Propulsion System. *Acta Polytechnica* 2006;46. <https://doi.org/10.14311/878>.
- [240] Tariq M, Nisar S, Shah A, Mairaj T, Akbar S, Khan MA, et al. Effect of carbon fiber winding layer on torsional characteristics of filament wound composite shafts. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* 2018;40:1–8. <https://doi.org/10.1007/S40430-018-1099-3/FIGURES/12>.
- [241] Fragoudakis R, Fragoudakis R. Strengths and Limitations of Traditional Theoretical Approaches to FRP Laminate Design against Failure. *Eng Fail Anal* 2019. <https://doi.org/10.5772/INTECHOPEN.89729>.
- [242] Giurgiutiu V. Classical lamination theory. *Stress, Vibration, and Wave Analysis in Aerospace Composites* 2022:111–277. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-813308-8.00011-9>.
- [243] Auricchio F, Sacco E. Refined First-Order Shear Deformation Theory Models for Composite Laminates. *J Appl Mech* 2003;70:381–90. <https://doi.org/10.1115/1.1572901>.
- [244] Kazanci Z. A review on the response of blast loaded laminated composite plates. *Progress in Aerospace Sciences* 2016;81:49–59. <https://doi.org/10.1016/J.PAEROSCI.2015.12.004>.

- [245] Rafiee M, Nitzsche F, Labrosse M. Dynamics, vibration and control of rotating composite beams and blades: A critical review. *Thin-Walled Structures* 2017;119:795–819. <https://doi.org/10.1016/J.TWS.2017.06.018>.
- [246] Boroński D, Kotyk M, Maćkowiak P, Śnieżek L. Mechanical properties of explosively welded AA2519-AA1050-Ti6Al4V layered material at ambient and cryogenic conditions. *Mater Des* 2017;133:390–403. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.008>.
- [247] Grujicic M, He T, Marvi H, Cheeseman BA, Yen CF. A comparative investigation of the use of laminate-level meso-scale and fracture-mechanics-enriched meso-scale composite-material models in ballistic-resistance analyses. *J Mater Sci* 2010;45:3136–50. <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4290-1>.
- [248] Serubibi A, Hazell PJ, Escobedo JP, Wang H, Oromiehie E, Prusty GB, et al. Fibre-metal laminate structures: High-velocity impact, penetration, and blast loading – A review. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2023;173:107674. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2023.107674>.
- [249] Ogihara S, Reifsnider KL. Characterization of nonlinear behavior in woven composite laminates. *Applied Composite Materials* 2002;9:249–63. <https://doi.org/10.1023/A:1016069220255/METRICS>.
- [250] Andriß C, Kenf A, Donhauser T, Schmeer S. Characterization and modeling of continuous carbon fiber-reinforced polycarbonate under multiaxial loads. *Compos B Eng* 2022;235. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.109740>.
- [251] Perzyna P. Fundamental Problems in Viscoplasticity. *Advances in Applied Mechanics* 1966;9:243–377. [https://doi.org/10.1016/S0065-2156\(08\)70009-7](https://doi.org/10.1016/S0065-2156(08)70009-7).
- [252] Dong C, Davies IJ. Mechanical properties of continuous glass fibre-reinforced composites made by material extrusion. *Progress in Additive Manufacturing* 2024. <https://doi.org/10.1007/s40964-024-00566-4>.
- [253] Ivanov DS, Baudry F, Van Den Broucke B, Lomov S V., Xie H, Verpoest I. Failure analysis of triaxial braided composite. *Compos Sci Technol* 2009;69:1372–80. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2008.09.013>.
- [254] Lomov S V., Ivanov DS, Truong TC, Verpoest I, Baudry F, Vanden Bosche K, et al. Experimental methodology of study of damage initiation and development in textile composites in uniaxial tensile test. *Compos Sci Technol* 2008;68:2340–9. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2007.07.005>.
- [255] Masters JE, Ifju PG. A phenomenological study of triaxially braided textile composites loaded in tension. *Compos Sci Technol* 1996;56:347–58. [https://doi.org/10.1016/0266-3538\(95\)00106-9](https://doi.org/10.1016/0266-3538(95)00106-9).
- [256] Miravete A, Bielsa JM, Chiminelli A, Cuartero J, Serrano S, Tolosana N, et al. 3D mesomechanical analysis of three-axial braided composite materials. *Compos Sci Technol* 2006;66:2954–64. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2006.02.015>.
- [257] Pickett AK, Fouinneteau MRC. Material characterisation and calibration of a meso-mechanical damage model for braid reinforced composites. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2006;37:368–77. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2005.03.034>.
- [258] Pickett AK, Fouinneteau MRC. Material characterisation and calibration of a meso-mechanical damage model for braid reinforced composites. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2006;37:368–77. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2005.03.034>.

- [259] Gorbatikh L, Ivanov D, Lomov S, Verpoest I. On modelling of damage evolution in textile composites on meso-level via property degradation approach. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2007;38:2433–42. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2007.08.017>.
- [260] Potluri P, Thammandra VS. Influence of uniaxial and biaxial tension on meso-scale geometry and strain fields in a woven composite. *Compos Struct* 2007;77:405–18. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2006.10.005>.
- [261] R.G. Cuntze, A. Freund. The predictive capability of failure mode concept-based strength criteria for multidirectional laminates. *Compos Sci Technol* 2004;64:343–77.
- [262] Turner P, Liu T, Zeng X. Collapse of 3D orthogonal woven carbon fibre composites under in-plane tension/compression and out-of-plane bending. *Compos Struct* 2016;142:286–97. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.01.100>.
- [263] Wang C, Roy A, Chen Z, Silberschmidt V V. Braided textile composites for sports protection: Energy absorption and delamination in impact modelling. *Mater Des* 2017;136:258–69. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.10.006>.
- [264] Udhayaraman R, Mulay SS. Multi-scale approach based constitutive modelling of plain woven textile composites. *Mechanics of Materials* 2017;112:172–92. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.06.007>.
- [265] Hufenbach W, Böhm R, Kroll L, Langkamp A. Theoretical and experimental investigation of anisotropic damage in textile-reinforced composite structures. *Mechanics of Composite Materials* 2004;40:519–32. <https://doi.org/10.1007/s11029-005-0022-z>.
- [266] Pinho ST, Iannucci L, Robinson P. Physically-based failure models and criteria for laminated fibre-reinforced composites with emphasis on fibre kinking: Part I: Development. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2006;37:63–73. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.04.016>.
- [267] Böhm R, Gude M, Hufenbach W. A phenomenologically based damage model for 2D and 3D-textile composites with non-crimp reinforcement. *Mater Des* 2011;32:2532–44. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.01.049>.
- [268] Oyebanji J, Sun C, Saleh MN, Krishnan K, Guan Z. FibrePlug – An ABAQUS plug-in for multi-scale modelling of textile composites. *Compos Struct* 2023;322:117384. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2023.117384>.
- [269] Dewangan MK, Panigrahi SK. Multi-scale modeling of <sc>three-dimensional</sc> angle interlock woven composite subjected to ballistic impact using <sc>FEM</sc>. *Polym Adv Technol* 2020;31:3079–94. <https://doi.org/10.1002/pat.5033>.
- [270] Wang W, Wang H, Fei S, Dong H, Ke Y. Concurrent multiscale modeling of in-plane micro-damage evaluation in Z-pinned composite laminates. *Compos Struct* 2022;295:115842. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2022.115842>.
- [271] Mandys T, Kroupa T, Laš V, Lobovský L. Hyperplastic material model with damage for woven composites. *Compos Sci Technol* 2019;183:107790. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2019.107790>.
- [272] Li S, Sitnikova E. A critical appraisal of the Hashin failure criterion. *J Compos Mater* 2024;58:3045–58. <https://doi.org/10.1177/00219983241289488>.
- [273] Mahadik Y, Hallett SR. Effect of fabric compaction and yarn waviness on 3D woven composite compressive properties. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:1592–600. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.07.006>.

- [274] He W, Wang C, Wang S, Yao L, Wu J, Xie D. Tensile mechanical behavior and failure mechanisms of multihole fiber metal laminates—Experimental characterization and numerical prediction. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2020;39:499–519. <https://doi.org/10.1177/0731684420915996>.
- [275] Purnowidodo A, Anam K, Darmadi DB, Wahjudi A. The Effect of Fiber Orientation and Stress Ratio on the Crack Growth Behaviour of Fiber Metal Laminates (FMLs). *International Journal of Technology* 2018;9:1039. <https://doi.org/10.14716/ijtech.v9i5.853>.
- [276] Ostapiuk M, Bienias J, Surowska B. Analysis of the bending and failure of fiber metal laminates based on glass and carbon fibers. *Science and Engineering of Composite Materials* 2018;25:1095–106. <https://doi.org/10.1515/secm-2017-0180>.
- [277] Cai Y, An X, Zou Q, Fu H, Yang X, Zhang H. Mechanical properties and failure mechanisms of composite laminates with classical fabric stacking patterns. *J Mater Sci* 2021;56:11814–27. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06073-z>.
- [278] Beylergil B, Tabrizi IE, Zanjani JSM, Saeidiharzand S, Poudeh LH, Yildiz M. Experimental failure analysis and mechanical performance evaluation of fiber-metal sandwich laminates interleaved with polyamide-6,6 interlayers through the combined usage of acoustic emission, thermography and microscopy techniques. 2020;23:3044–80. <https://doi.org/10.1177/1099636220924654>.
- [279] Vijayan M, Selladurai V, Kumar VV. Investigating the Influence of Nano-Silica on Low-Velocity Impact Behavior of Aluminium-Glass Fiber Sandwich Laminate. *Silicon* 2023;15:4845–59. <https://doi.org/10.1007/S12633-023-02391-W/METRICS>.
- [280] Kumar NM, Kumaran SS, Kumaraswamidhas LA. High temperature investigation on EDM process of Al 2618 alloy reinforced with Si3N4, ALN and ZrB2 in-situ composites. *J Alloys Compd* 2016;663:755–68. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.12.175>.
- [281] Gong Y, Zhao L, Zhang J, Wang Y, Hu N. Delamination propagation criterion including the effect of fiber bridging for mixed-mode I/II delamination in CFRP multidirectional laminates. *Compos Sci Technol* 2017;151:302–9. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.09.002>.
- [282] Shen L, Liu L, Wang W, Zhou Y. In situ self-sensing of delamination initiation and growth in multi-directional laminates using carbon nanotube interleaves. *Compos Sci Technol* 2018;167:141–7. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.07.044>.
- [283] Gong XJ, Hurez A, Verchery G. On the determination of delamination toughness by using multidirectional DCB specimens. *Polym Test* 2010;29:658–66. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2010.04.007>.
- [284] Zeng Z, Tian Q, Wang H, Jiao S, Li J. Testing of delamination in multidirectional carbon fiber reinforced polymer laminates using the vertical eddy current method. *Compos Struct* 2019;208:314–21. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.10.027>.
- [285] Bin Mohamed Rehan MS, Rousseau J, Fontaine S, Gong XJ. Experimental study of the influence of ply orientation on DCB mode-I delamination behavior by using multidirectional fully isotropic carbon/epoxy laminates. *Compos Struct* 2017;161:1–7. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.11.036>.

- [286] Pernice MF, De Carvalho N V., Ratcliffe JG, Hallett SR. Experimental study on delamination migration in composite laminates. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2015;73:20–34. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.02.018>.
- [287] Qu Z, Li Y, Huang M, Dong L. Interlaminar Shear Strength Behavior of Carbon Fiber Reinforced Aluminum Alloy Laminate. *Mechanics of Composite Materials* 2023;59:901–12. <https://doi.org/10.1007/S11029-023-10141-7/FIGURES/13>.
- [288] HOMAN J. Fatigue initiation in fibre metal laminates. *Int J Fatigue* 2006;28:366–74. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.07.030>.
- [289] Şen I, Alderliesten RC, Benedictus R. Design optimisation procedure for fibre metal laminates based on fatigue crack initiation. *Compos Struct* 2015;120:275–84. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.10.010>.
- [290] Huang Y, Liu J, Huang X, Zhang J, Yue G. Delamination and fatigue crack growth behavior in Fiber Metal Laminates (Glare) under single overloads. *Int J Fatigue* 2015;78:53–60. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.04.002>.
- [291] Alderliesten R. Fatigue in fibre metal laminates: The interplay between fatigue in metals and fatigue in composites. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2019;42:2414–21. <https://doi.org/10.1111/ffe.12995>.
- [292] Khan SU, Alderliesten RC, Benedictus R. Post-stretching induced stress redistribution in Fibre Metal Laminates for increased fatigue crack growth resistance. *Compos Sci Technol* 2009;69:396–405. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2008.11.006>.
- [293] Matzenmiller A, Lubliner J, Taylor RL. A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. *Mechanics of Materials* 1995;20:125–52. [https://doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)00053-0](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)00053-0).
- [294] Xiao JR, Gama BA, Gillespie JW. Progressive damage and delamination in plain weave S-2 glass/SC-15 composites under quasi-static punch-shear loading. *Compos Struct* 2007;78:182–96. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2005.09.001>.
- [295] Rolfes R, Vogler M, Czichon S, Ernst G. Exploiting the structural reserve of textile composite structures by progressive failure analysis using a new orthotropic failure criterion. *Comput Struct* 2011;89:1214–23. <https://doi.org/10.1016/j.compstruc.2010.09.003>.
- [296] Chang F-K, Chang K-Y. A Progressive Damage Model for Laminated Composites Containing Stress Concentrations. *J Compos Mater* 1987;21:834–55. <https://doi.org/10.1177/002199838702100904>.
- [297] Feraboli P, Wade B, Deleo F, Rassaian M, Higgins M, Byar A. LS-DYNA MAT54 modeling of the axial crushing of a composite tape sinusoidal specimen. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:1809–25. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.08.004>.
- [298] Rondina F, Falaschetti MP, Zavatta N, Donati L. Numerical simulation of the compression crushing energy of carbon fiber-epoxy woven composite structures. *Compos Struct* 2023;303:116300. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2022.116300>.
- [299] Daniel IM, Daniel SM, Fenner JS. A new yield and failure theory for composite materials under static and dynamic loading. *Int J Solids Struct* 2018;148–149:79–93. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2017.08.036>.
- [300] Daniel IM. Yield and failure criteria for composite materials under static and dynamic loading. *Progress in Aerospace Sciences* 2016;81:18–25. <https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2015.11.003>.



- [301] Koh R, Madsen B. Strength failure criteria analysis for a flax fibre reinforced composite. *Mechanics of Materials* 2018;124:26–32. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2018.05.005>.
- [302] Velmurugan P, Manohar J, Ramesh Kannan C, Manivannan S, Vairamuthu J, Stalin B. A Study On development of Induction Welding of Thermoplastic Composites. *IOP Conf Ser Mater Sci Eng* 2020;988:012109. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/988/1/012109>.
- [303] Nali P, Carrera E. A numerical assessment on two-dimensional failure criteria for composite layered structures. *Compos B Eng* 2012;43:280–9. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2011.06.018>.
- [304] Magar A, Lal A. Progressive failure analysis of laminated plate containing elliptical cutout. *International Journal of Structural Integrity* 2021;12:569–88. <https://doi.org/10.1108/IJSI-10-2020-0092/FULL/XML>.
- [305] Daghighi S, Weaver PM. Three-dimensional effects influencing failure in bend-free, variable stiffness composite pressure vessels. *Compos Struct* 2021;262:113346. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2020.113346>.
- [306] www.tiointeractive.pl T interactive :: e-business solutions-. Doświadczalne badanie delaminacji kompozytu warstwowego według I i II schematu pęknięcia \*. *Mechanik* 2016;818–9. <https://doi.org/10.17814/MECHANIK.2016.7.189>.
- [307] Bieniaś J, Surowska B, Jakubczak P. Influence of repeated impact on damage growth in fibre reinforced polymer composites. *Eksploracja i Niezawodność* 2015;17:194–8. <https://doi.org/10.17531/EIN.2015.2.4>.
- [308] Dogan C, Kaman MO, Erdem S, Albayrak M. Comparison of Hashin and Puck criterions for failure behavior of pin loaded composite plates Vergleich der Hashin- und Puck-Kriterien für das Versagensverhalten von stiftbelasteten Verbundwerkstoffplatten. *Materwiss Werksttech* 2024;55:314–29. <https://doi.org/10.1002/MAWE.202300104>.
- [309] Merhar M, Antov P, Zhou Y, Savov V. Application of Failure Criteria on Plywood under Bending. *Polymers* 2021, Vol 13, Page 4449 2021;13:4449. <https://doi.org/10.3390/POLYM13244449>.
- [310] Yousuf A Bin, Asif SH, Rumi MJU, Hasan K. Progressive Failure Analysis of Carbon Fiber Reinforced Polymer Composite with a Circular Notch by Varying Fiber Orientation. *IOP Conf Ser Mater Sci Eng* 2024;1305:012019. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1305/1/012019>.
- [311] Zhang Y, Lu J, Chang X, Yue C, Sun C. Research on optimal arrangement method of carbon fiber composite fiber sensor based on improved GWO algorithm. <https://doi.org/10.1117/123040054> 2024;13231:195–200. <https://doi.org/10.1117/12.3040054>.
- [312] Abu-Farsakh GA, Odeh IN. A new damage-based failure criterion for nonlinear behavior of fibrous composite materials. <https://doi.org/10.1177/10567895231176300> 2023;32:940–61. <https://doi.org/10.1177/10567895231176300>.
- [313] Wu K, Song Z, Zhang S, Ni Y, Cai S, Gong X, et al. Discontinuous fibrous Bouligand architecture enabling formidable fracture resistance with crack orientation insensitivity. *Proc Natl Acad Sci U S A* 2020;117:15465–72. [https://doi.org/10.1073/PNAS.2000639117/SUPPL\\_FILE/PNAS.2000639117.SAPP.PDF](https://doi.org/10.1073/PNAS.2000639117/SUPPL_FILE/PNAS.2000639117.SAPP.PDF).
- [314] Abu-Farsakh GA, Asfa AM. A unified damage model for fibrous composite laminae subject to in-plane stress-state and having multi material-nonlinearity.

- <https://doi.org/10.1177/1056789520921551> 2020;29:1329–44.
- [315] Koor SS, Karimzadeh A, Yidris N, Petru M, Ayatollahi MR, Tamin MN. An Energy-Based Concept for Yielding of Multidirectional FRP Composite Structures Using a Mesoscale Lamina Damage Model. *Polymers* 2020, Vol 12, Page 157 2020;12:157. <https://doi.org/10.3390/POLYM12010157>.
- [316] Riccio A, Palumbo C, Acanfora V, Sellitto A, Russo A. Influence of Failure Criteria and Intralaminar Damage Progression Numerical Models on the Prediction of the Mechanical Behavior of Composite Laminates. *Journal of Composites Science* 2021, Vol 5, Page 310 2021;5:310. <https://doi.org/10.3390/JCS5120310>.
- [317] Elamvazhudi B, Gopalakannan S. Failure theories of fiber reinforced polymer laminates. *Int J Eng Adv Technol* 2019;8:178–83. <https://doi.org/10.35940/IJEAT.E7070.088619>.
- [318] Chen Y, Zhao Y, He C, Ai S, Lei H, Tang L, et al. Yield and failure theory for unidirectional polymer-matrix composites. *Compos B Eng* 2019;164:612–9. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.01.071>.
- [319] Karsh PK, Mukhopadhyay T, Dey S. Spatial vulnerability analysis for the first ply failure strength of composite laminates including effect of delamination. *Compos Struct* 2018;184:554–67. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.09.078>.
- [320] Lee S-Y, Roh J-H. Two-dimensional strain-based interactive failure theory for multidirectional composite laminates. *Compos B Eng* 2015;69:69–75. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2014.09.032>.
- [321] Hashin Z. Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. *J Appl Mech* 1980;47:329–34. <https://doi.org/10.1115/1.3153664>.
- [322] Deng X, Hu J, Wang W-X, Matsubara T. A micromechanical model for the analysis of multidirectional fiber reinforced polymer laminates. *Compos Struct* 2019;208:507–16. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.10.019>.
- [323] Zhang Y, Van Paepegem W, De Corte W. An Enhanced Progressive Damage Model for Laminated Fiber-Reinforced Composites Using the 3D Hashin Failure Criterion: A Multi-Level Analysis and Validation. *Materials* 2024;17:5176. <https://doi.org/10.3390/ma17215176>.
- [324] Mejle VG, Osorio D, Viator T. An Improved Fatigue Failure Model for Multidirectional Fiber-reinforced Composite Laminates under any Stress Ratios of Cyclic Loading. *Procedia CIRP* 2017;66:27–32. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2017.03.303>.
- [325] Cai D, Tang J, Zhou G, Wang X, Li C, Silberschmidt V V. Failure analysis of plain woven glass/epoxy laminates: Comparison of off-axis and biaxial tension loadings. *Polym Test* 2017;60:307–20. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2017.04.010>.
- [326] Dong H, Li Z, Wang J, Karihaloo BL. A new fatigue failure theory for multidirectional fiber-reinforced composite laminates with arbitrary stacking sequence. *Int J Fatigue* 2016;87:294–300. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.02.012>.
- [327] Chowdhury NT, Wang J, Chiu WK, Yan W. Predicting matrix failure in composite structures using a hybrid failure criterion. *Compos Struct* 2016;137:148–58. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.11.019>.

- [328] Gotsis P. Prediction of composite laminate fracture: micromechanics and progressive fracture. *Compos Sci Technol* 1998;58:1137–49. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(97\)00014-6](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(97)00014-6).
- [329] Hart-Smith L. Predictions of the original and truncated maximum-strain failure models for certain fibrous composite laminates. *Compos Sci Technol* 1998;58:1151–78. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(97\)00192-9](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(97)00192-9).
- [330] Edge EC. Stress based Grant–Sanders method for predicting failure of composite laminates. *Compos Sci Technol* 1998;58:1043–57.
- [331] Hamdan A, Mustapha F, Ahmad KA, Mohd Rafie AS, Ishak MR, Ismail AE. The Effect of Customized Woven and Stacked Layer Orientation on Tensile and Flexural Properties of Woven Kenaf Fibre Reinforced Epoxy Composites. *Int J Polym Sci* 2016;2016:6514041. <https://doi.org/10.1155/2016/6514041>.
- [332] Smolnicki M, Stabla P. Finite element method analysis of fibre-metal laminates considering different approaches to material model. *SN Appl Sci* 2019;1:467. <https://doi.org/10.1007/s42452-019-0496-2>.
- [333] Duda Sz, Smolnicki M, Osiecki T, Lesiuk G. Determination of fracture energy (mode I) in the inverse fiber metal laminates using experimental–numerical approach. *Int J Fract* 2022;234:213–22. <https://doi.org/10.1007/s10704-021-00566-3>.
- [334] De Cicco D, Taheri F. Robust numerical approaches for simulating the buckling response of 3D fiber-metal laminates under axial impact – Validation with experimental results. *Journal of Sandwich Structures & Materials* 2020;22:1564–93. <https://doi.org/10.1177/1099636218789614>.
- [335] Naghipour P, Schneider J, Bartsch M, Hausmann J, Voggenreiter H. Fracture simulation of CFRP laminates in mixed mode bending. *Eng Fract Mech* 2009;76:2821–33. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2009.05.009>.
- [336] Giallanza A, Parrinello F, Ruggiero V, Marannano G. Fatigue crack growth of new FML composites for light ship buildings under predominant mode II loading condition. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)* 2020;14:77–87. <https://doi.org/10.1007/s12008-019-00617-z>.
- [337] Dadej K, Bieniaś J, Valvo PS. Experimental Testing and Analytical Modeling of Asymmetric End-Notched Flexure Tests on Glass-Fiber Metal Laminates. *Metals (Basel)* 2019;10:56. <https://doi.org/10.3390/met10010056>.
- [338] Tsokanas P, Loutas T. Hygrothermal effect on the strain energy release rates and mode mixity of asymmetric delaminations in generally layered beams. *Eng Fract Mech* 2019;214:390–409. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.03.006>.
- [339] Gorbatiikh L, Ivanov D, Lomov S, Verpoest I. On modelling of damage evolution in textile composites on meso-level via property degradation approach. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2007;38:2433–42. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2007.08.017>.
- [340] Majzoobi GH, Kashfi M, Bonora N, Iannitti G, Ruggiero A, Khademi E. A new constitutive bulk material model to predict the uniaxial tensile nonlinear behavior of fiber metal laminates. 2017;53:26–35. <https://doi.org/10.1177/0309324717738630>.
- [341] Brown LP, Long AC. Modeling the geometry of textile reinforcements for composites: TexGen. *Composite Reinforcements for Optimum Performance* 2021:237–65. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819005-0.00008-3>.

- [342] Lomov S. WiseTex—A Virtual Textile Composites Software. *Advanced Weaving Technology* 2022;293–318. [https://doi.org/10.1007/978-3-030-91515-5\\_7/TABLES/3](https://doi.org/10.1007/978-3-030-91515-5_7/TABLES/3).
- [343] Kashfi M, Majzoobi GH, Bonora N, Iannitti G, Ruggiero A, Khademi E. A new overall nonlinear damage model for fiber metal laminates based on continuum damage mechanics. *Eng Fract Mech* 2019;206:21–33. <https://doi.org/10.1016/J.ENGFRACMECH.2018.11.043>.
- [344] Banat D, Mania RJ. Failure assessment of thin-walled FML profiles during buckling and postbuckling response. *Compos B Eng* 2017;112:278–89. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2017.01.001>.
- [345] Rubio-González C, Velasco F, Martínez J. Analysis of notched woven composites and fiber metal laminates with previous fatigue damage. *Http://DxDoiOrg/101177/0021998315583318* 2015;50:885–97. <https://doi.org/10.1177/0021998315583318>.
- [346] Nassir NA, Birch RS, Cantwell WJ, Al Teneiji M, Guan ZW. The Perforation Resistance of Aluminum-Based Thermoplastic FMLs. *Applied Composite Materials* 2021;28:587–605. <https://doi.org/10.1007/S10443-021-09873-3/FIGURES/13>.
- [347] Soltani P, Keikhosravi M, Oskouei RH, Soutis C. Studying the Tensile Behaviour of GLARE Laminates: A Finite Element Modelling Approach. *Applied Composite Materials* 2010 18:4 2010;18:271–82. <https://doi.org/10.1007/S10443-010-9155-X>.
- [348] Woelke PB, Rutner MP, Shields MD, Rans C, Alderliesten R. Finite Element Modeling of Fatigue in Fiber–Metal Laminates. *Https://DoiOrg/102514/1J053600* 2015;53:2228–36. <https://doi.org/10.2514/1.J053600>.
- [349] Sharma AP, Khan SH, Parameswaran V. Experimental and numerical investigation on the uni-axial tensile response and failure of fiber metal laminates. *Compos B Eng* 2017;125:259–74. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2017.05.072>.
- [350] Megeri S, Naik GN. Numerical studies of the low velocity impact behaviour on hybrid fiber metal laminates. *Mater Today Proc* 2021;44:1860–4. <https://doi.org/10.1016/J.MATPR.2020.12.030>.
- [351] Azhdari S, Fakhreddini-Najafabadi S, Taheri-Behrooz F. An experimental and numerical investigation on low velocity impact response of GLAREs. *Compos Struct* 2021;271:114123. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2021.114123>.
- [352] Chow ZP, Ahmad Z, Wong KJ, Abdullah SIBS. Experimental and numerical analyses of temperature effect on glare panels under quasi-static perforation. *Compos Struct* 2021;275:114434. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2021.114434>.
- [353] Huang T, Huang Y, Lin Y, Yin X. Experimental and Numerical Simulation Studies of Failure Behaviour of Carbon Fibre Reinforced Aluminium Laminates under Transverse Local Quasi-static Loading. *J Phys Conf Ser* 2020;1624:022042. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1624/2/022042>.
- [354] Nakatani H, Kosaka T, Osaka K, Sawada Y. Damage characterization of titanium/GFRP hybrid laminates subjected to low-velocity impact. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:772–81. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2011.03.005>.

- [355] Tsiamaki AS, Anifantis NK. Finite Element Simulation of the Thermo-mechanical Response of Graphene Reinforced Nanocomposites. *MATEC Web of Conferences* 2018;188:01016. <https://doi.org/10.1051/MATECCONF/201818801016>.
- [356] Fan J, Guan Z, Cantwell WJ. Structural behaviour of fibre metal laminates subjected to a low velocity impact. *Sci China Phys Mech Astron* 2011;54:1168–77. <https://doi.org/10.1007/S11433-011-4261-9/METRICS>.
- [357] Xu P, Zhou Z, Liu T, Pan S, Tan X. In-situ damage assessment of FML joints under uniaxial tension combining with acoustic emission and DIC: Geometric influence on damage formation. *Thin-Walled Structures* 2022;170:108515. <https://doi.org/10.1016/J.TWS.2021.108515>.
- [358] Sasso M, Mancini E, Dhaliwal GS, Newaz GM, Amodio D. Investigation of the mechanical behavior of CARALL FML at high strain rate. *Compos Struct* 2019;222:110922. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2019.110922>.
- [359] Fan J, Guan Z, Cantwell WJ. Structural behaviour of fibre metal laminates subjected to a low velocity impact. *Sci China Phys Mech Astron* 2011;54:1168–77. <https://doi.org/10.1007/S11433-011-4261-9/METRICS>.
- [360] Dhaliwal GS, Newaz GM. Modeling Low Velocity Impact Response of Carbon Fiber Reinforced Aluminum Laminates (CARALL). *Journal of Dynamic Behavior of Materials* 2016;2:181–93. <https://doi.org/10.1007/S40870-016-0057-3/TABLES/5>.
- [361] Irani M, Kuhtz M, Zapf M, Ullmann M, Hornig A, Gude M, et al. Investigation of the Deformation Behaviour and Resulting Ply Thicknesses of Multilayered Fibre–Metal Laminates. *Journal of Composites Science* 2021, Vol 5, Page 176 2021;5:176. <https://doi.org/10.3390/JCS5070176>.
- [362] Jakubczak P, Bieniaś J, Dadej K. Experimental and numerical investigation into the impact resistance of aluminium carbon laminates. *Compos Struct* 2020;244:112319. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2020.112319>.
- [363] Yao L, Wang C, He W, Lu S, Xie D. Influence of impactor shape on low-velocity impact behavior of fiber metal laminates combined numerical and experimental approaches. *Thin-Walled Structures* 2019;145:106399. <https://doi.org/10.1016/J.TWS.2019.106399>.
- [364] Rajabi A, Kadkhodayan M, Ghanei S. An investigation into the flexural and drawing behaviors of GFRP-based fiber–metal laminate. *Mechanics of Advanced Materials and Structures* 2018;25:805–12. <https://doi.org/10.1080/15376494.2017.1308587>.
- [365] Chang PY, Yang JM. Modeling of fatigue crack growth in notched fiber metal laminates. *Int J Fatigue* 2008;30:2165–74. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2008.05.023>.
- [366] Asghar W, Nasir MA, Qayyum F, Shah M, Azeem M, Nauman S, et al. Investigation of fatigue crack growth rate in CARALL, ARALL and GLARE. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2017;40:1086–100. <https://doi.org/10.1111/FFE.12566>.
- [367] Dhar Malingam S, Jumaat FA, Ng LF, Subramaniam K, Ab Ghani AF. Tensile and impact properties of cost-effective hybrid fiber metal laminate sandwich structures. *Advances in Polymer Technology* 2018;37:2385–93. <https://doi.org/10.1002/ADV.21913>.

- [368] Hooputra H, Gese H, Dell H, Werner H. A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminium extrusions. *International Journal of Crashworthiness* 2004;9:449–64. <https://doi.org/10.1533/IJCR.2004.0289>.
- [369] Roux E, Shakoor M, Bernacki M, Bouchard PO. A new finite element approach for modelling ductile damage void nucleation and growth—analysis of loading path effect on damage mechanisms. *Model Simul Mat Sci Eng* 2014;22:075001. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/22/7/075001>.
- [370] De Cicco DD, Taheri F. Delamination Buckling and Crack Propagation Simulations in Fiber-Metal Laminates Using xFEM and Cohesive Elements. *Applied Sciences* 2018, Vol 8, Page 2440 2018;8:2440. <https://doi.org/10.3390/APP8122440>.
- [371] Camanho PP, Dávila CG, De Moura MF. Numerical Simulation of Mixed-Mode Progressive Delamination in Composite Materials. 2003;37:1415–38. <https://doi.org/10.1177/0021998303034505>.
- [372] Kane D, Gomes G, Macanhan V, Ancelotti A. The effect of ply drop-off on tensile strength of thermoplastic carbon fiber composite: a numerical and experimental study. *Engineering Computations (Swansea, Wales)* 2022;39:2284–305. <https://doi.org/10.1108/EC-07-2021-0383/FULL/XML>.
- [373] López-Santos F, May-Pat A, Ledesma-Orozco ER, Hernández-Pérez A, Avilés F. Measurement of in-plane and out-of-plane elastic properties of woven fabric composites using digital image correlation. *J Compos Mater* 2021;55:1231–46. [https://doi.org/10.1177/0021998320967073/ASSET/IMAGES/LARGE/10.1177\\_0021998320967073-FIG13.JPEG](https://doi.org/10.1177/0021998320967073/ASSET/IMAGES/LARGE/10.1177_0021998320967073-FIG13.JPEG).
- [374] Hu K, Zheng Y, Wang Y. Numerical analysis on tensile behavior and damage mechanism of GLARE laminates with two interacting holes combined with DIC and AE techniques. *Compos Struct* 2025;354:118789. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2024.118789>.
- [375] Timbolmas C, Bravo R, Rescalvo FJ, Villanueva P, Portela M. Digital image correlation and numerical analysis of CFRP-poplar timber interface subjected to modified single shear test. *Compos Struct* 2023;320:117188. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2023.117188>.
- [376] Osiecki T, Timmel T, Jałbrzykowski M, Przekop RE, Oksiuta Z. Inverse Fiber Reinforced Polymer/Metal-Hybrid Laminates for Structural Lightweight Applications. *Crystals* 2021, Vol 11, Page 1374 2021;11:1374. <https://doi.org/10.3390/CRYST11111374>.
- [377] Thomas LC, Kumar V, Gangwar A, Pisupati M, Gupta C, Panda SK. Computational Modelling and Experimental Techniques for Fibre Metal Laminate Structural Analysis: A Comprehensive Review. *Archives of Computational Methods in Engineering* 2023 31:1 2023;31:351–69. <https://doi.org/10.1007/S11831-023-09980-3>.
- [378] Xie J, She C, Sun J, Zhou X, Ding J. Preparation and mechanical properties of aluminum alloy 5a02/cfrtp laminates. *Matéria (Rio de Janeiro)* 2023;28. <https://doi.org/10.1590/1517-7076-rmat-2022-0318>.
- [379] Brehme S, Köppl T, Schartel B, Altstädt V. Competition in aluminium phosphinate-based halogen-free flame retardancy of poly(butylene terephthalate) and its glass-fibre composites. *E-Polymers* 2014;14:193–208. <https://doi.org/10.1515/epoly-2014-0029>.
- [380] Bergeret A, Ferry L, Ienny P. Influence of the fibre/matrix interface on ageing mechanisms of glass fibre reinforced thermoplastic composites (PA-6,6, PET,

- PBT) in a hygrothermal environment. *Polym Degrad Stab* 2009;94:1315–24. <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2009.04.009>.
- [381] Zhang J. Study of poly(trimethylene terephthalate) as an engineering thermoplastics material. *J Appl Polym Sci* 2004;91:1657–66. <https://doi.org/10.1002/app.13322>.
- [382] Yang W, Hu Y, Tai Q, Lu H, Song L, Yuen RKK. Fire and mechanical performance of nanoclay reinforced glass-fiber/PBT composites containing aluminum hypophosphite particles. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:794–800. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.03.009>.
- [383] Cheng Q, Jiang H, Li Y. Effect of fiber content and orientation on the scratch behavior of short glass fiber reinforced PBT composites. *Tribol Int* 2020;146:106221. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106221>.
- [384] Pham Thi Hong Nga, Phuc LHT, Ngan LDH, Triem TD, Uyen TMT, Van Thuc N, et al. Effect of Glass Fiber on the Tensile Strength of Poly(butylene terephthalate)/Polyamide 6 Blends. *Polymer Science, Series A* 2023;65:543–9. <https://doi.org/10.1134/S0965545X23701158>.
- [385] Cheng Q, Jiang H, Li Y. Effect of fiber content and orientation on the scratch behavior of short glass fiber reinforced PBT composites. *Tribol Int* 2020;146:106221. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106221>.
- [386] <https://www.nylon.com.tw/en/Inspiration/PBT-vs-PA> (dostęp 25.09.2025).
- [387] Cheng ZQ, Xia J, Liu H, Zhu ZW, Tan W. Compressive failure mechanisms of fibre metal laminates with 2/1 and 3/2 configurations after low-velocity impact. *Thin-Walled Structures* 2025;211:113112. <https://doi.org/10.1016/J.TWS.2025.113112>.
- [388] Liu S, Sinke J, Dransfeld C. A modified bias-extension test method for the characterisation of intra-ply shear deformability of hybrid metal-composite laminates. *Compos Struct* 2023;314:116964. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2023.116964>.
- [389] Costa RDFS, Sales-Contini RCM, Silva FJG, Sebbe N, Jesus AMP. A Critical Review on Fiber Metal Laminates (FML): From Manufacturing to Sustainable Processing. *Metals* 2023, Vol 13, Page 638 2023;13:638. <https://doi.org/10.3390/MET13040638>.
- [390] Köhler T, Röding T, Gries T, Seide G. An Overview of Impregnation Methods for Carbon Fibre Reinforced Thermoplastics. *Key Eng Mater* 2017;742:473–81. <https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/KEM.742.473>.
- [391] Hallak Panzera T, Jeannin T, Gabrion X, Placet V, Remillat C, Farrow I, et al. Static, fatigue and impact behaviour of an autoclaved flax fibre reinforced composite for aerospace engineering. *Compos B Eng* 2020;197:108049. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.108049>.
- [392] Cugnoli J, Amacher R, Kohler S, Brunner J, Kramer E, Dransfeld C, et al. Towards aerospace grade thin-ply composites: Effect of ply thickness, fibre, matrix and interlayer toughening on strength and damage tolerance. *Compos Sci Technol* 2018;168:467–77. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.08.037>.
- [393] Sivakumar D, Ng LF, Zalani NFM, Selamat MZ, Ab Ghani AF, Fadzullah SHSM. Influence of kenaf fabric on the tensile performance of environmentally sustainable fibre metal laminates. *Alexandria Engineering Journal* 2018;57:4003–8. <https://doi.org/10.1016/j.aej.2018.02.010>.
- [394] Chan JX, Wong JF, Hassan A, Othman N, Razak JA, Nirmal U, et al. Enhanced tribological and mechanical properties of polybutylene terephthalate

- nanocomposites reinforced with synthetic wollastonite nanofibers/graphene oxide hybrid nanofillers. *Diam Relat Mater* 2023;135:109835. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2023.109835>.
- [395] Parmar H, Gambardella A, Perna AS, Viscusi A, Della Gatta R, Tucci F, et al. Manufacturing and metallization of hybrid thermoplastic-thermoset matrix composites. *ESAFORM 2021* 2021. <https://doi.org/10.25518/esaform21.2727>.
- [396] Boroński D, Softysiak R, Giesko T, Marciniak T, Lutowski Z, Bujnowski S. The Investigations of Fatigue Cracking of Laser Welded Joint with the Use of 'FatigueVIEW' System. *Key Eng Mater* 2014;598:26–31. <https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/KEM.598.26>.
- [397] Hu X, Zhu B, Creighton C, Zhang P, Reincke T, Taube R, et al. Experimental investigation on the quasi-static structural properties of carbon fibre/metal hybrids processed by roll forming. *J Mater Process Technol* 2022;310:117781. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117781>.
- [398] Wang S, Cao M, Xue H, Araby S, Abbassi F, He Y, et al. Investigation on graphene addition on the quasi-static and dynamic responses of carbon fibre-reinforced metal laminates. *Thin-Walled Structures* 2022;174:109092. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2022.109092>.
- [399] <https://www.biostathandbook.com/kruskalwallis.html> (dostęp 13.08.2025)
- [400] <https://statisticsbyjim.com/anova/welchs-anova-compared-to-classic-one-way-anova/> (dostęp 13.08.2025)
- [401] <https://medium.com/%40fadleemt/choosing-the-right-statistical-test-anova-welchs-anova-or-kruskal-wallis-c0e9f022ef51> (dostęp 13.08.2025)
- [402] [www.e-statystyka.com.pl](https://www.e-statystyka.com.pl) n.d. <https://www.e-statystyka.com.pl/aktualnosci/zobacz/jaki-test-wybrac/> (dostęp 13.08.2025)
- [403] <https://www.kwantyl.pl/post/jak-wybra%C4%87-test-statystyczny-praktyczny-przewodnik-do-analiz-statystycznych> (dostęp 13.08.2025)
- [404] M. Rabiej Analizy statystyczne z programami Statistica i Excel. 2018.
- [405] <https://www.theanalysisfactor.com/non-parametric-anova-in-spss> (dostęp 13.08.2025)
- [406] [https://www.naukowiec.org/wiedza/statystyka/wieloczynnikowa-analiza-wariancji\\_739.html](https://www.naukowiec.org/wiedza/statystyka/wieloczynnikowa-analiza-wariancji_739.html) (dostęp 13.08.2025)
- [407] <https://www.statisticssolutions.com/checking-the-additional-assumptions-of-a-manova/> (dostęp 12.08.2025).
- [408] <https://predictivesolutions.pl/jednoczynnikowa-analiza-wariancji-one-way-anova> (dostęp 11.08.2025)
- [409] <https://www.msicertified.com/multivariate-analysis-of-variance-manova/> (dostęp 25.08.2025).
- [410] <https://composite.kordsa.com/en/images/pdf/product/OM10.pdf> (dostęp 18.06.2025)
- [411] <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?MatGUID=b8d536e0b9b54bd7b69e4124d8f1d20a&ckck=1> (dostęp 18.06.2025)
- [412] <https://www.specialchem.com/plastics/guide/polyamide-pa-nylon> (dostęp 24.08.2025)
- [413] <https://encyklopedia.pwn.pl/haslo/3922393> (dostęp 29.08.2025)
- [414] DEPARTMENT OF DEFENSE HANDBOOK COMPOSITE MATERIALS HANDBOOK VOLUME 1. POLYMER MATRIX COMPOSITES GUIDELINES FOR CHARACTERIZATION OF STRUCTURAL MATERIALS



AMSC N/A AREA CMPS DISTRIBUTION STATEMENT A. Approved for public release; distribution unlimited. vol. 1. 2002.

- [415] [https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=estimations\\_of\\_composite\\_materials\\_properties](https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=estimations_of_composite_materials_properties) (dostęp 26.08.2025)
- [416] F.C. Campbell. Introduction to Composite Materials, 2010, p. 1–29. <https://doi.org/https://doi.org/10.31399/asm.tb.scm.t52870001>.
- [417] Giner E, Vercher A, Marco M, Arango C. Estimation of the reinforcement factor  $\xi$  for calculating the transverse stiffness  $E_2$  with the Halpin-Tsai equations using the finite element method n.d. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.01.008>.
- [418] [http://www.simulia.com/products/products\\_legal.html](http://www.simulia.com/products/products_legal.html). (dostęp 25.06.2025)
- [419] Kabir SMF, Mathur K, Seyam AFM. A critical review on 3D printed continuous fiber-reinforced composites: History, mechanism, materials and properties. Compos Struct 2020;232. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111476>.
- [420] Caggiano M, Saffioti MR, Rotella G. Fiber Metal Laminates: The Role of the Metal Surface and Sustainability Aspects. Journal of Composites Science 2025, Vol 9, Page 35 2025;9:35. <https://doi.org/10.3390/JCS9010035>.
- [421] Osiecki T, Timmel T, Jałbrzykowski M, Przekop RE, Oksiuta Z. Inverse Fiber Reinforced Polymer/Metal-Hybrid Laminates for Structural Lightweight Applications. Crystals 2021, Vol 11, Page 1374 2021;11:1374. <https://doi.org/10.3390/CRYST11111374>.
- [422] Catalani LH, Collins G, Jaffe M. Evidence for molecular orientation and residual charge in the electrospinning of poly(butylene terephthalate) nanofibers. Macromolecules 2007;40:1693–7. <https://doi.org/10.1021/MA061342D/ASSET/IMAGES/MEDIUM/MA061342D.N00001.GIF>.
- [423] Jariyavidyanont K, Androsch R, Schick C. Crystal reorganization of poly(butylene terephthalate). Polymer (Guildf) 2017;124:274–83. <https://doi.org/10.1016/J.POLYMER.2017.07.076>.
- [424] <https://www.fagerhult.com/Support-center/Properties-of-material/About-plastic/PBT-polybutylene-terephthalate/> (dostęp 15.03.2025)
- [425] . <https://omnexus.specialchem.com/selection-guide/polybutylene-terephthalate-pbt-plastic> (dostęp 15.03.2025)
- [426] Wan A, Xu T, Yao C, Gao L. Effect of heat treatment on the mechanical properties of PBT/PET yarn. Journal of Industrial Textiles 2024;54. <https://doi.org/10.1177/15280837241267002>.
- [427] Dobrotă D, Lazăr SV, Koloor R, Ayatollahi R, Petru M, Petru P. Redesign of the Geometry of Parts Produced from PBT Composite to Improve Their Operational Behavior. Polymers 2021, Vol 13, Page 2536 2021;13:2536. <https://doi.org/10.3390/POLYM13152536>.
- [428] Bastovansky R, Smetanka L, Kohar R, Mishra RK, Petru M. Comparison of Mechanical Property Simulations with Results of Limited Flexural Tests of Different Multi-Layer Carbon Fiber-Reinforced Polymer Composites. Polymers 2024, Vol 16, Page 1588 2024;16:1588. <https://doi.org/10.3390/POLYM16111588>.
- [429] Zhou H, Li Y, Liu W, Luo Y, Ao S, Luo Z. Effect of Process Parameters on Joint Performance in Hot Pressure Welding of 6061 Aluminum Alloy to CF/PA66. Materials 2024, Vol 17, Page 329 2024;17:329. <https://doi.org/10.3390/MA17020329>.

- [430] Trzepieciński T, Najm SM, Sbayti M, Belhadjsalah H, Szpunar M, Lemu HG. New Advances and Future Possibilities in Forming Technology of Hybrid Metal–Polymer Composites Used in Aerospace Applications. *Journal of Composites Science* 2021, Vol 5, Page 217 2021;5:217. <https://doi.org/10.3390/JCS5080217>.
- [431] Süssler S, Bora MÖ, Uçan C, Türkmen HS. The effect of surface treatments on the interlaminar shear failure of GLARE laminate included AA6061-T6 layers by comparing failure characteristics. *Compos Interfaces* 2023;30:627–43. [https://doi.org/10.1080/09276440.2022.2120739/ASSET/9FAD67EC-4EDC-4DC8-AB81-315F56F1CD47/ASSETS/IMAGES/TCOI\\_A\\_2120739\\_F0006\\_OC.JPG](https://doi.org/10.1080/09276440.2022.2120739/ASSET/9FAD67EC-4EDC-4DC8-AB81-315F56F1CD47/ASSETS/IMAGES/TCOI_A_2120739_F0006_OC.JPG).
- [432] Pai A, Rodriguez-Millan M, Ming Tse K, Hegde S, R. Kini C, Shenoy SB. Experimental and computational analysis of hybrid fiber metal laminates for vibration behavior in marine structural applications. *Scientific Reports* 2024 14:1 2024;14:1–14. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-80961-7>.
- [433] Pai A, Rodriguez-Millan M, Kini CR, Mallya R, Bekal C, Yeshwant Nayak S, et al. Fiber metal laminates for high strain rate applications with layerwise shock impedance tuning. *Scientific Reports* 2023 13:1 2023;13:1–17. <https://doi.org/10.1038/s41598-023-45795-9>.
- [434] Jin M, Lee B, Yoo J, Jo Y, Lee S. Cryogenic Deformation Behaviour of Aluminium Alloy 6061-T6. *Metals and Materials International* 2024;30:1492–504. <https://doi.org/10.1007/S12540-023-01594-5/FIGURES/12>.
- [435] <https://www.kloecknermetals.com/blog/why-is-t6-the-most-popular-6061-aluminum-grade/> (dostęp 15.03.2025)
- [436] <https://asm.matweb.com/search/specifcmaterial.asp?bassnum=ma6061t6> (dostęp 16.03.2025)
- [437] Reyes. Villanueva G. Processing and characterisation of the mechanical properties of novel fibre-metal laminates 2002. <https://doi.org/10.17638/03175148>.
- [438] Reyes G, Kang H. Mechanical behavior of lightweight thermoplastic fiber–metal laminates. *J Mater Process Technol* 2007;186:284–90. <https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2006.12.050>.
- [439] Chung DDL. Polymer-Matrix Composites: Structure and Processing. *Carbon Composites* 2017:161–217. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-804459-9.00003-8>.
- [440] Rout S, Nayak RK, Patnaik SC, Yazdani Nezhad H. Development of Improved Flexural and Impact Performance of Kevlar/Carbon/Glass Fibers Reinforced Polymer Hybrid Composites. *Journal of Composites Science* 2022, Vol 6, Page 245 2022;6:245. <https://doi.org/10.3390/JCS6090245>.
- [441] Marciniak Z, Pielecha I, Pielecha J. Wymagania i wytyczne dla lekkich materiałów konstrukcyjnych o minimalnym oddziaływaniu na środowisko naturalne. *Rail Vehicles* 2012;2012:15–22. <https://doi.org/10.53502/RAIL-139439>.
- [442] <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=7985336ccd2e4627bfadd6f680bd9aa5&ckck=1> (dostęp 23.06.2025)
- [443] Brnada S, Šomođi Ž, Kovačević S. A new method for determination of Poisson's ratio of woven fabric at higher stresses. *J Eng Fiber Fabr* 2019;14. <https://doi.org/10.1177/1558925019856225>.

- [444] Nettles AT. Basic Mechanics of Laminated Composite Plates BASIC MECHANICS OF LAMINATED COMPOSITE PLATES (NASA. Marshall Space Flight Center). 1994.
- [445] [https://prod-edxapp.edx-cdn.org/assets/courseware/v1/ef21a745144ac49a8ac39278da666e4a/c4x/UWashingtonX/AA432x/asset/Example\\_of\\_CLT\\_\\_6.6\\_\\_PDF.pdf](https://prod-edxapp.edx-cdn.org/assets/courseware/v1/ef21a745144ac49a8ac39278da666e4a/c4x/UWashingtonX/AA432x/asset/Example_of_CLT__6.6__PDF.pdf) (dostęp 28.08.2025)
- [446] Zopp C, Barkanov E, Bartelt J, Akishin P, Zucker G, Berndt J, et al. Manufacturing, interfacial adhesion and mechanical investigations of inverse hybrid composite laminates: Carbon fibre-reinforced Polyamide-6/Aluminium. *Journal of Materials Research and Technology* 2025;38:5186–94. <https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2025.08.242>.
- [447] Zopp C, Dittes A, Nestler D, Scharf I, Kroll L, Lampke T. Quasi-static and fatigue bending behavior of a continuous fiber-reinforced thermoplastic/metal laminate. *Compos B Eng* 2019;174:107043. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2019.107043>.

## STRESZCZENIE

### **Analiza właściwości mechanicznych termoplastycznych laminatów metalowo-włóknistych zbrojonych tkaniną węglową wytwarzanych metodą prasowania na gorąco**

**mgr inż. Katarzyna Balcer**

**Słowa kluczowe:** kompozyt termoplastyczny, termoplastyczny kompozyt wzmacniany włóknem węglowym, kompozyt wzmacniany tkaniną, termoplastyczny laminat metalowo-włóknisty, właściwości mechaniczne

W obliczu rosnących wymagań środowiskowych oraz potrzeby redukcji masy konstrukcji coraz większe znaczenie zyskują materiały łączące wysoką wytrzymałość z niską gęstością oraz możliwością recyklingu. Jednym z takich rozwiązań stały się termoplastyczne laminaty metalowo-włókniste TFML, łączące zalety metali i termoplastycznych kompozytów.

Głównym celem pracy jest opracowanie i szczegółowa analiza właściwości mechanicznych termoplastycznych laminatów metalowo-włóknistych, wytwarzanych z wykorzystaniem polimerów: powszechnie stosowanego PA6 oraz mniej opisanego w literaturze PBT. W tym kontekście praca koncentruje się także na identyfikacji mechanizmów niszczenia opracowanych laminatów oraz na ocenie potencjału PBT jako alternatywnego materiału osnowy w strukturach TFML.

Część teoretyczna pracy przedstawia analizę aktualnego stanu wiedzy o kompozytach termoplastycznych i laminatach metalowo-włóknistych, przedstawiając stosowane modele materiałowe, mechanizmy uszkodzeń oraz metody modelowania i obliczeń wykorzystywane do prognozowania zachowania tych struktur.

W ramach badań własnych przedstawiono analizę materiałów bazowych (PA6, PBT, stop aluminium AA6061), kompozytów termoplastycznych oraz laminatów metalowo-włóknistych z osnową termoplastyczną, wytwarzanych metodą prasowania na gorąco. Badania koncentrują się na ocenie wpływu rodzaju polimeru, orientacji tkaniny oraz zawartości włókien na właściwości mechaniczne

laminatów, które zostały określone na podstawie następujących metod badawczych: statycznej próbie rozciągania i trójpunktowego zginania, pomiaru odkształceń metodą cyfrowej korelacji oraz cyklicznych testów rozciągania z narastającym poziomem odkształcenia. Opis i interpretacja wyników badań eksperymentalnych uzupełniono o opracowania statystyczne, fraktografię przełomów oraz weryfikację modeli właściwości mechanicznych, przeprowadzoną w oparciu o klasyczną teorię laminowania, reguły mieszanin, metodę superpozycji i uproszczone modele numeryczne.

Badania potwierdzają możliwość wytwarzania TFML z wykorzystaniem przyjętych materiałów bazowych. Właściwości mechaniczne tych struktur zależą od interakcji rodzaju polimeru, zawartości osnowy i orientacji zbrojenia, a laminaty z PA6 częściej osiągają wyższe wartości, choć w wybranych aspektach PBT okazuje się korzystniejszą alternatywą. Analiza odkształceń w statycznej próbie rozciągania dowodzi, że odpowiedź mechaniczna TFML jest silnie uwarunkowana ukierunkowaniem zbrojenia kompozytu wewnętrznego. Wyniki potwierdzają, że laminaty TFML odmiennie reagują na różne rodzaje obciążeń, a weryfikacja modeli potwierdza, że klasyczna teoria laminowania i metoda superpozycji dobrze opisują ich zachowanie mechaniczne. Uzyskane obserwacje stanowią podstawę do dalszych badań nad właściwościami mechanicznymi laminatów TFML, obejmujących m.in. identyfikację mechanizmów niszczenia oraz rozwój metod ich modelowania.

## ABSTRACT

### **Analysis of the mechanical properties of thermoplastic fiber metal laminates reinforced with carbon fabric manufactured by hot pressing**

**mgr inż. Katarzyna Balcer**

**Key words:** thermoplastic composite, carbon fiber reinforced thermoplastic, woven composite, thermoplastic fiber-metal laminate, mechanical properties

As environmental demands increase and the need to reduce structural weight grows, materials that combine high strength with low density and recyclability are gaining importance. One such solution is thermoplastic fiber metal laminates (TFML), which combine the advantages of metals and thermoplastic composites.

The main aim of this work is to develop and analyze in detail the mechanical properties of thermoplastic fiber metal laminates produced with the use of polymers: the commonly used PA6 and the less studied PBT. In this context, the work also focuses on identifying the failure mechanisms of the developed laminates and on assessing the potential of PBT as an alternative matrix material in TFML structures.

The theoretical part of the dissertation presents the current state of knowledge on thermoplastic composites and fiber metal laminates. It includes material models, damage mechanisms, and modeling and calculation methods used to predict the behavior of these structures.

The experimental part presents an analysis of the base materials (PA6, PBT, aluminum alloy AA6061), thermoplastic composites, and thermoplastic fiber metal laminates produced by hot pressing. The research focuses on the influence of polymer type, fabric orientation, and fiber content on the mechanical properties of the laminates. These properties were determined using static tensile tests, three-point bending, strain measurements with digital image correlation and cyclic tensile tests with increasing strain levels. The experimental results were complemented with statistical analysis, fracture surface examination, and

verification of property models based on classical laminate theory, mixture rules, the superposition method, and simplified numerical models.

The research confirms the possibility of producing TFML using the selected base materials. The mechanical properties of these structures depend on the interaction of polymer type, matrix content, and reinforcement orientation. Laminates with PA6 more often reached higher strength values, although in some aspects PBT proved to be a better alternative. The analysis of strains in the static tensile test shows that the mechanical response of TFML strongly depends on the orientation of the reinforcement in the composite layer. The results also confirm that TFML laminates behave differently under various types of loading, and model verification shows that classical laminate theory and the superposition method describe their mechanical behavior well. These findings provide the basis for further studies on the mechanical properties of TFML laminates, including the identification of failure mechanisms and the development of modeling methods.