



**POLITECHNIKA  
GDAŃSKA**

Wydział Mechaniczny



Imię i nazwisko autora rozprawy: Krzysztof Majerski

Dyscyplina naukowa: Inżynieria Materiałowa

## ROZPRAWA DOKTORSKA

Tytuł rozprawy w języku polskim: Wpływ temperatury na charakter zniszczenia i wybrane właściwości laminatów metalowo-włóknistych

Tytuł rozprawy w języku angielskim: Effects of temperature on failure characteristic and selected properties of fiber-metal laminates

Promotor	Drugi Promotor
<i>podpis</i>	<i>podpis</i>
Prof. dr hab. Barbara Surowska	
Promotor pomocniczy	Kopromotor
<i>podpis</i>	<i>podpis</i>
Dr inż. Jarosław Bieniaś	

Gdańsk, 2016

## OŚWIADCZENIE

Autor rozprawy doktorskiej: Krzysztof Majerski

Ja, niżej podpisany(a), wyrażam zgodę/nie wyrażam zgody\* na bezpłatne korzystanie z mojej rozprawy doktorskiej zatytułowanej:

Wpływ temperatury na charakter zniszczenia i wybrane właściwości laminatów metalowo-włóknistych do celów naukowych lub dydaktycznych.<sup>1</sup>

Gdańsk, dnia .....

.....  
*podpis doktoranta*

Świadomy(a) odpowiedzialności karnej z tytułu naruszenia przepisów ustawy z dnia 4 lutego 1994 r. o prawie autorskim i prawach pokrewnych (Dz. U. z 2006 r., nr 90, poz. 631) i konsekwencji dyscyplinarnych określonych w ustawie Prawo o szkolnictwie wyższym (Dz. U. z 2012 r., poz. 572 z późn. zm.),<sup>2</sup> a także odpowiedzialności cywilno-prawnej oświadczam, że przedkładana rozprawa doktorska została napisana przeze mnie samodzielnie.

Oświadczam, że treść rozprawy opracowana została na podstawie wyników badań prowadzonych pod kierunkiem i w ścisłej współpracy z promotorem Prof. dr hab. Barbarą Surowską, promotorem pomocniczym Dr inż. Jarosławem Bieniasiem.

Niniejsza rozprawa doktorska nie była wcześniej podstawą żadnej innej urzędowej procedury związanej z nadaniem stopnia doktora.

Wszystkie informacje umieszczone w ww. rozprawie uzyskane ze źródeł pisanych i elektronicznych, zostały udokumentowane w wykazie literatury odpowiednimi odnośnikami zgodnie z art. 34 ustawy o prawie autorskim i prawach pokrewnych.

Potwierdzam zgodność niniejszej wersji pracy doktorskiej z załączoną wersją elektroniczną.

Gdańsk, dnia .....

.....  
*podpis doktoranta*

Ja, niżej podpisany(a), wyrażam zgodę/nie wyrażam zgody\* na umieszczenie ww. rozprawy doktorskiej w wersji elektronicznej w otwartym, cyfrowym repozytorium instytucjonalnym Politechniki Gdańskiej, Pomorskiej Bibliotece Cyfrowej oraz poddawania jej procesom weryfikacji i ochrony przed przywłaszczeniem jej autorstwa.

Gdańsk, dnia .....

.....  
*podpis doktoranta*

\*) niepotrzebne skreślić

<sup>1</sup> Zarządzenie Rektora Politechniki Gdańskiej nr 34/2009 z 9 listopada 2009 r., załącznik nr 8 do instrukcji archiwalnej PG.

<sup>2</sup> Ustawa z dnia 27 lipca 2005 r. Prawo o szkolnictwie wyższym: Rozdział 7 Odpowiedzialność dyscyplinarna doktorantów, Art. 226.



## **OPIS ROZPRAWY DOKTORSKIEJ**

**Autor rozprawy doktorskiej:** Krzysztof Majerski

**Tytuł rozprawy doktorskiej w języku polskim:** Wpływ temperatury na charakter zniszczenia i wybrane właściwości laminatów metalowo-włóknistych

**Tytuł rozprawy w języku angielskim:** Effects of temperature on failure characteristic and selected properties of fiber-metal laminates

**Język rozprawy doktorskiej:** Polski

**Promotor rozprawy doktorskiej:** Prof. dr hab. Barbara Surowska

**Promotor pomocniczy rozprawy doktorskiej\*:** dr inż. Jarosław Bieniaś

**Data obrony:**

**Słowa kluczowe rozprawy doktorskiej w języku polski:** Laminaty metalowo-włókniste, odporność temperaturowa, charakter zniszczenia,

**Słowa kluczowe rozprawy doktorskiej w języku angielskim:** Fiber-metal laminates, temperature resistance, failure characteristic,

**Streszczenie rozprawy w języku polskim:** Laminaty metalowo-włókniste należą do grupy nowoczesnych materiałów inżynierskich stosowanych w przemyśle lotniczym. Eksploatacja statków powietrznych związana jest ze zmiennymi warunkami środowiskowymi, w tym temperaturowymi. Ekstremalne warunki temperaturowe mogą niekorzystnie wpływać na trwałość i właściwości użytkowe części statków powietrznych.

Celem naukowym pracy jest analiza procesów fizyko-chemicznych zachodzących w strukturze laminatów metalowo-włóknistych w warunkach różnych wartości temperatury mających wpływ na właściwości i charakter zniszczenia laminatów metalowo-włóknistych.

Celem praktycznym jest ocena możliwości kształtowania odporności na ekstremalne warunki temperaturowe nowoczesnych laminatów metalowo-włóknistych, poprzez dobór komponentów i ich konfiguracji.

Zakres badań zawierał: badania statyczne wytrzymałości na rozciąganie, badania termomechaniczne metodą DMA, badania połączeń zakładkowych sezonowanych w podwyższonej temperaturze oraz analizę zniszczenia materiału badawczego po wykonaniu badań mechanicznych w oparciu o obserwacje makro i mikroskopowe.

Przeprowadzone badania wykazały występowanie zależności pomiędzy temperaturą, właściwościami i charakterem zniszczenia laminatów metalowo-włóknistych. W toku badań wykazano występowanie czynników krytycznych warunkujących właściwości oraz odporność badanych laminatów na obniżoną i podwyższoną temperaturę. Czynniki krytyczne poddano identyfikacji. Opracowano również zestawienie właściwości oraz kluczowych form degradacji umożliwiających przewidywanie właściwości oraz zwiększanie odporności laminatów metalowo-włóknistych na różne warunki temperaturowe.

**Streszczenie rozprawy w języku angielskim:** Fibre-metal laminates belong to the group of modern engineering materials used in the aerospace industry. Aircraft operate under various environmental conditions and at varying temperatures. Extreme temperature conditions might adversely affect the durability and performance characteristics of aircraft parts.

The scientific purpose of this work is to analyse the physicochemical processes occurring in the structure of fibre-metal laminates under various temperature values that affect the characteristics and nature of fibre-metal laminate failure.

The practical purpose is to evaluate the possibility of developing resistance to extreme temperature conditions in modern fibre-metal laminates through selection of components and their configurations.

The research involved static tensile strength tests, dynamic mechanical analysis (DMA), testing of elevated temperature conditioned lap joints and a failure analysis of the study material following mechanical tests on the basis of macro- and microscopic observations.

The tests demonstrated the existence of correlations between temperature and the characteristics and nature of failure in fibre-metal laminates. The presence of critical factors determining the properties and resistance of the studied laminates to reduced and elevated temperatures was revealed. The critical factors were identified. In addition, a list of properties and key forms of degradation was prepared for predicting the properties and enhancing the resistance of fibre-metal laminates to various temperature conditions.

*Składam serdeczne podziękowanie*

*Pani prof. dr hab. Barbarze Surowskiej*

*oraz*

*Panu dr inż. Jarosławowi Bieniasiowi*

*za nieocenioną pomoc, motywację oraz cenne uwagi udzielane podczas pisania pracy.*



Projekt kluczowy POIG.0101.02-00-015/08  
„Nowoczesne technologie materiałowe stosowane w przemyśle lotniczym”

*Badania realizowane w ramach Projektu Nr POIG.0101.02-00-015/08 w Programie Operacyjnym Innowacyjna Gospodarka (PO IG). Projekt współfinansowany przez Unię Europejską ze środków Europejskiego Funduszu Rozwoju Regionalnego.*

## **Spis treści**

WSTĘP .....	8
1. CHARAKTERYSTYKA LAMINATÓW FML .....	10
1.1. Zarys właściwości laminatów FML .....	10
1.2. Wytwarzanie laminatów FML.....	15
2. PROBLEMATYKA PROCESÓW ZNISZCZENIA.....	19
2.1. Przyczyny powstawania uszkodzeń .....	19
2.2. Typowe mechanizmy oraz formy zniszczenia .....	21
3. WPLYW TEMPERATURY NA WŁAŚCIWOŚCI LAMINATÓW FML .....	30
3.1. Rozszerzalność cieplna.....	30
3.2. Wpływ zmian temperatury na właściwości mechaniczne .....	33
4. UZASADNIENIE PODJĘCIA TEMATU .....	40
5. CELE I TEZA PRACY.....	42
6. PROGRAM BADAŃ, MATERIAŁ I METODYKA.....	43
6.1. Program badań.....	43
6.2. Materiał.....	43
6.3. Metodyka .....	45
7. WYNIKI BADAŃ I ANALIZA .....	50
7.1. Badania wytrzymałości na rozciąganie .....	50
7.2. Badania cieplno-mechaniczne .....	75
7.3. Badania odporności na ekspozycję wysokotemperaturową – próba ścinania... 80	
8. PODSUMOWANIE I WNIOSKI.....	101
9. LITERATURA .....	106

## WSTĘP

Gwałtowny rozwój materiałów kompozytowych, który miał miejsce po II wojnie światowej najpierw w przemyśle zbrojeniowym a później w innych gałęziach przemysłu, takich jak lotnictwo oraz motoryzacja, był spowodowany możliwością otrzymania materiałów o niedostępnych wcześniej właściwościach. Wysoka wytrzymałość właściwa, duża sztywność, wytrzymałość zmęczeniowa oraz odporność na korozję to główne zalety polimerowych materiałów kompozytowych wzmocnianych włóknami. Pomimo niewątpliwych zalet materiały tego typu okazały się niewystarczająco odporne na obciążenia udarowe oraz ulegały przyspieszonej degradacji w podwyższonej temperaturze, były również relatywnie drogie nawet dla wysoko zaawansowanych aplikacji lotniczych.

Pod koniec lat 70-tych XX wieku narodziła się idea połączenia nowoczesnych materiałów kompozytowych z tradycyjnie stosowanymi w przemyśle lotniczym stopami aluminium, które charakteryzowały się korzystnymi właściwościami mechanicznymi w stosunku do kosztów wytworzenia elementów, jednak zapewniały o wiele niższy poziom wytrzymałości zmęczeniowej w stosunku do kompozytów polimerowych wzmocnianych włóknami. Początkowo starano się uzyskać lepszą efektywność ekonomiczną, ale podczas badań okazało się, że nowy hybrydowy laminat metalowo-włóknisty (ang. Fiber Metal Laminate - FML) charakteryzuje się bardzo korzystnym, niskim współczynnikiem propagacji pęknięć zmęczeniowych. Laminaty metalowo-włókniste składają się z warstw cienkich blach metalowych ułożonych naprzemiennie i połączonych adhezyjnie z warstwami kompozytu polimerowego wzmocnianego włóknami ciągłymi. Głównymi zaletami laminatów metalowo-włóknistych są: wysoka wytrzymałość właściwa i zmęczeniowa oraz odporność na obciążenia udarowe [1,2]. Obecnie obserwuje się wzmożone prace nad zastosowaniem innych stopów lekkich oraz wysokowytrzymałych, jako warstw metalowych, natomiast warstwy kompozytowe wzmocniane są dodatkowo np. włóknami boru [3].

Laminaty metalowo-włókniste ze względu na swoje unikalne właściwości znalazły zastosowanie jako elementy konstrukcyjne oraz poszycia statków



powietrznych. Najbardziej znaną aplikacją laminatu FML jest wykorzystanie materiału o handlowej nazwie: GLARE (Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy) w konstrukcji samolotu Airbus A380, którego górna część poszycia kadłuba wykonana jest z tego laminatu.

Przedstawiona rozprawa jest wynikiem podjęcia w Politechnice Lubelskiej badań nad technologią oraz właściwościami FML, w ramach realizacji projektu kluczowego obejmującego nowoczesne technologie dla lotnictwa, potencjalnie możliwe do wdrożenia w polskim przemyśle.

# 1. CHARAKTERYSTYKA LAMINATÓW FML

## 1.1. Zarys właściwości laminatów FML

Laminaty FML są zbudowane z odpowiednio wyselekcjonowanych komponentów wywodzących się z różnych grup materiałowych, co w połączeniu z dość ogólną definicją umożliwia dużą dowolność doboru komponentów i pozostawia możliwość wprowadzania znacznych modyfikacji składu.

Warstwami metalowymi laminatu mogą być różnego rodzaju stopy w postaci cienkich blach. Tradycyjnie, stosowane są blachy ze stopu aluminium. Jednakże prowadzone są również prace nad wykorzystaniem blach ze stopu tytanu, magnezu czy też stopów aluminium-lit [3].

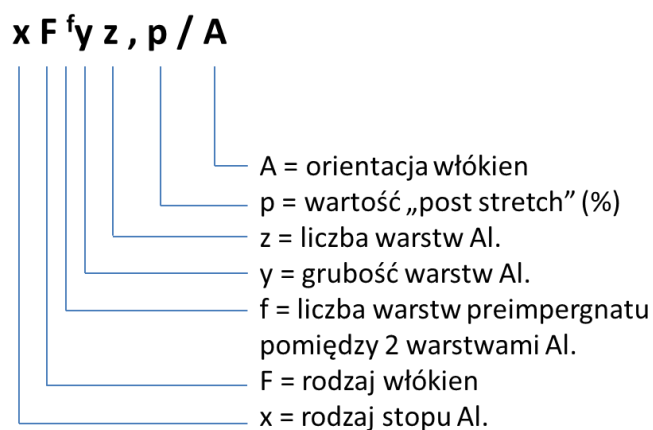
Warstwy kompozytowe laminatów metalowo-włóknistych najczęściej zbudowane są z warstw preimpregnowanych. Preimpregnaty składają się z ułożonych jednokierunkowo, ciągłych włókien ceramicznych lub polimerowych powleczonych żywicą termoutwardzalną lub termoplastyczną (rys. 1) [4]. Wykorzystanie preimpregnatów w połączeniu z technologią autoklawową zapewnia najlepszą jakość uzyskanych laminatów metalowo-włóknistych. Znane są również przykłady laminatów FML wzmacnianych w warstwie kompozytowej tkaninami, jednakże charakteryzują się one brakiem efektu kierunkowego wzmocnienia oraz mniejszą wartością energii pęknięcia na granicy rozdziału metal - kompozyt [5].



Rys.1. Jednokierunkowa taśma preimpergnowana szklano-epoksydowa (badania własne)

Klasyfikacja laminatów metalowo-włóknistych została stworzona w oparciu o możliwość kształtowania właściwości mechanicznych, poprzez modyfikację ilości, układu oraz grubości poszczególnych warstw.

Koncepcja oznaczeń dla pierwszego opracowanego laminatu FML, czyli ARALL (Aramid Reinforced ALuminum Laminates) została zdefiniowana w następujący sposób (rys. 2):



Rys.2. Schemat standaryzacji laminatów ARALL – faza badawcza [6]

W fazie badawczej dokładna standaryzacja była praktyczna, jednak podjęte działania komercjalizacyjne doprowadziły do uproszczenia koncepcji oznaczeń:

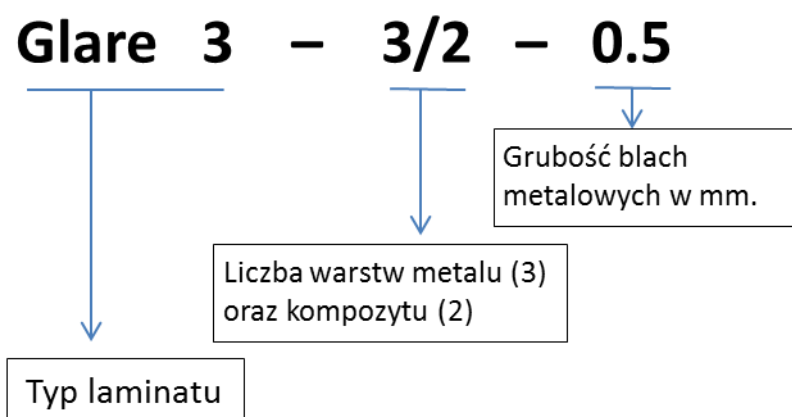
- ARALL 1: laminat zbudowany na bazie blach ze stopu aluminium 7075, poddany zabiegowi zmniejszenia naprężeń cieplnych po procesie autoklawowym poprzez rozciąganie,
- ARALL 2: laminat zbudowany na bazie blach ze stopu aluminium 2024, oferowany w stanie wyjściowym po procesie autoklawowym,
- ARALL 3: laminat zbudowany na bazie blach ze stopu aluminium 7475, poddany zabiegowi zmniejszenia naprężeń cieplnych po procesie autoklawowym poprzez rozciąganie,
- ARALL 4: laminat zbudowany na bazie blach ze stopu aluminium 7475, oraz specjalnej żywicy o podwyższonej odporności cieplnej – dla celów militarnych.

We wszystkich wyżej wymienionych typach laminatów wzmocnienie warstwy kompozytowej było zapewnione poprzez zastosowanie włókien aramidowych, które stanowiły 41% masowych warstwy kompozytowej [7].

Laminaty typu GLARE zostały sklasyfikowane w sześć podstawowych grup (tabela 1, rys. 3). We wszystkich przypadkach warstwa kompozytowa składa się z włókien szklanych typu S w osnowie termoutwardzalnej żywicy epoksydowej FM94. Grubość pojedynczej warstwy kompozytowej po utwardzeniu wynosi 0,127mm przy zawartości objętościowej włókien na poziomie 59%.

Tabela 1. Klasyfikacja laminatów typu GLARE [1].

Gatunek laminatu	Podgatunek	Grubość blachy [mm], gat. stopu	Orientacja warstw kompozytowych	Korzystne właściwości
<b>GLARE 1</b>	-	0,3-04 (7475-T761)	0/0	Odp. na zmęczenie, wytrzymałość, plastyczność
<b>GLARE 2</b>	GLARE 2A GLARE 2B	0,2-0,5 (2024-T3) 0,2-0,5 (2024-T3)	0/0 90/90	Odp. na zmęczenie, wytrzymałość
<b>GLARE 3</b>	-	0,2-0,5 (2024-T3) 0,2-0,5 (2024-T3)	0/90	Odp. na zmęczenie, udarność
<b>GLARE 4</b>	GLARE 4A GLARE 4B	0,2-0,5 (2024-T3) 0,2-0,5 (2024-T3)	0/90/0 90/0/90	Odp. na zmęczenie, wytrzymałość w kierunku 0° Odp. na zmęczenie, wytrzymałość w kierunku 90°
<b>GLARE 5</b>	-	0,2-0,5 (2024-T3)	0/90/90/0	Udarność
<b>GLARE 6</b>	GLARE 6A GLARE 6B	0,2-0,5 (2024-T3) 0,2-0,5 (2024-T3)	+45/-45 -45/+45	Odp. na ścinanie, właściwości w kierunkach poza osią



Rys. 3. Schemat budowy oznaczeń laminatów typu GLARE

Laminaty GLARE zostały sklasyfikowane w oparciu o korzystne właściwości wynikające z rodzaju oraz układu komponentów. Poszczególne gatunki różnią się między sobą układem włókien w warstwie kompozytowej, grubością oraz

rodzajem blach metalowych. Laminat GLARE 1 posiada jednokierunkowe wzmocnienie w warstwach kompozytowych, przez co cechuje się wysoką wytrzymałością statyczną i zmęczeniową oraz wysoką wartością granicy plastyczności. Podobne właściwości posiada laminat GLARE 2, przez co może być stosowany w strefach o jednokierunkowym charakterze obciążeń. Laminat typu GLARE 3 posiada bardziej zrównoważone właściwości w płaszczyźnie warstw, może być więc stosowany jako materiał poszycia kadłubów. Laminaty GLARE 4 zostały zaprojektowane dla obszarów, w których występuje przewaga obciążeń w jednym z kierunków. Laminaty GLARE 5 charakteryzują się wysoką odpornością na uderzenia dynamiczne, natomiast laminaty GLARE 6 wysoką odpornością na obciążenia w postaci ścinania oraz korzystnymi właściwościami w kierunku prostopadłym do płaszczyzny ułożenia warstw [2].

Właściwości laminatów metalowo-włóknistych są zależne od rodzaju oraz sposobu ułożenia jego komponentów.

Przewidywanie właściwości mechanicznych takich jak: wytrzymałość na rozciąganie, granica plastyczności, moduł Younga, moduł Kirchhoffa, nośność, gęstość jest możliwe w ujęciu jakościowym dzięki liniowemu współczynnikowi objętościowemu metalu - MVF (ang. metal volume fraction).

Współczynnik MVF jest definiowany jako stosunek pomiędzy sumą grubości  $n$  warstw metalowych ( $\sum_i^n t_i$ ) oraz całkowitą grubością laminatu  $t_{tot}$ , [8].

$$MVF = \frac{\sum_i^n t_i}{t_{tot}} \quad (1)$$

Podejście to jest analogiczne do reguły mieszanin wykorzystywanej do szacowania właściwości kompozytów polimerowych. Badania eksperymentalne wykazały, że stosowanie współczynnika MVF jest możliwe w zakresie  $0,45 < MVF < 0,85$  przy maksymalnej wartości błędu pomiarowego 10% [1, 8, 9].

Praktycznie, żadaną wartość np. wytrzymałość na rozciąganie czy sztywność uzyskuje się poprzez wykorzystanie następujących wzorów [1], odpowiednio:

$$\sigma_{\text{ult}}^{\text{Lam}} = \text{MVF} \sigma_{\text{ult}}^{\text{M}} + (1 - \text{MVF}) \sigma_{\text{ult}}^{\text{C}} \quad (2)$$

i

$$E^{\text{Lam}} = \text{MVF} E^{\text{M}} + (1 - \text{MVF}) E^{\text{C}} \quad (3)$$

gdzie:  $\sigma_{\text{ult}}^{\text{Lam}}$  jest wytrzymałością laminatu, MVF objętościową zawartością metalu,  $\sigma_{\text{ult}}^{\text{M}}$  jest wytrzymałością warstwy metalowej,  $\sigma_{\text{ult}}^{\text{C}}$  jest wytrzymałością warstwy kompozytowej,  $E^{\text{Lam}}$  jest modułem Younga laminatu,  $E^{\text{M}}$  modułem Younga warstwy metalowej  $E^{\text{C}}$  jest modułem Younga warstwy kompozytowej.

Jedną z najkorzystniejszych właściwości laminatów metalowo-włóknistych jest ich odporność na obciążenia cykliczne. Wytrzymałość zmęczeniowa laminatów FML jest znacznie większa od aluminium ze względu na możliwość przenoszenia obciążeń przez warstwy kompozytowe w momencie inicjacji pęknięcia zmęczeniowego w warstwie metalowej (zjawisko „crack bridging effect”) [10]. Zjawisko to powoduje, że wzrost pęknięcia zmęczeniowego jest powolny i w przybliżeniu liniowy. Pomimo, że inicjacja pęknięcia w przestrzeni laminatu następuje szybciej (w porównaniu do monolitycznego bloku aluminium) na skutek wewnętrznych naprężeń cieplnych po procesie autoklawowym, to wytrzymałość zmęczeniowa laminatu pozostaje o rząd wielkości wyższa [11]. Pozwala to na dłuższe interwały inspekcyjne oraz wdrożenie idei tolerowanego uszkodzenia.

Kolejną charakterystyczną właściwością laminatów FML, szczególnie o krzyżowym ułożeniu włókien wzmacniających w warstwach kompozytowych, jest wyższa odporność na obciążenia udarowe w porównaniu do kompozytów polimerowych [12]. Dodatkowo obciążenia udarowe o niskich prędkościach, powodowane przez kamienie poderwane z pod kół samolotu na pasie startowym czy zderzenia z ptakami podczas lotu, powodują powstanie odkształceń trwałych na powierzchni laminatu, przez co są możliwe do zidentyfikowania podczas inspekcji wizualnych w przeciwieństwie do struktur zbudowanych w pełni z kompozytów polimerowych [13].

Laminaty metalowo-włókniste posiadają dobrą odporność korozyjną. Na drodze obróbki powierzchniowej, przed procesem autoklawowym, blachy metalowe poddawane są zazwyczaj procesowi anodowania oraz pokrywane warstwą podkładową kleju polimerowego zawierającego inhibitory korozji. Dodatkowo przy kontakcie z agresywnym środowiskiem warstwy kompozytowe tworzą barierę ochronną dla propagujących w głąb laminatu zmian korozyjnych. Wyjątkiem są w tym przypadku jednak laminaty składające się z blach ze stopu aluminium oraz warstw kompozytowych wzmacnianych włóknami węglowymi. Ze względu na różnicę potencjałów elektrodowych istnieje wysokie ryzyko wystąpienia korozji galwanicznej. W ostatnich latach prowadzone są jednak badania nad zastosowaniem różnych metod zmniejszenia ryzyka korozji laminatów z blachami aluminiowymi wzmacnianych włóknami węglowymi ze względu na ich korzystne właściwości mechaniczne [14].

Badania odporności ogniowej laminatów GLARE wykazały, że laminaty tego typu są bardziej odporne na przepalenie niż ich komponenty. Pomimo, że osnowa polimerowa warstw kompozytowych zostaje spalona, to włókna szklane pozostają nienaruszone do temperatury rzędu 1273-1373K (1000-1100 °C) działając jak zaporę ogniową. Dodatkowo wysoka temperatura powoduje delaminację warstw. Puste przestrzenie międzywarstwowe działają izolująco dodatkowo zwiększając czas penetracji płomienia. Wewnętrzne warstwy metalowe pomagają utrzymać stabilność konstrukcji w wysokich temperaturach [15].

Pośród korzystnych właściwości wyróżnia się również niską gęstość, możliwość formowania szerokiej gamy kształtów, obróbkę z wykorzystaniem konwencjonalnych narzędzi, odporność na warunki środowiskowe [16].

## **1.2. Wytwarzanie laminatów FML**

Wytwarzanie laminatów metalowo-włóknistych jest najczęściej realizowane z wykorzystaniem metody autoklawowej [1].

Wykorzystywane są do tego celu preimpregnaty (prepregi) składające się z odpowiednio ułożonych włókien pokrytych cienką warstwą żywicy o znacznej lepkości. Materiały prepregowe przechowywane są w temperaturze około 253K (-

20°C) i przed dalszymi operacjami muszą zostać poddane klimatyzowaniu w temperaturze pokojowej przez 24 godziny. Po upływie tego czasu preimpregnaty poddawane są cięciu na odpowiednie arkusze.

Blachy metalowe są wstępnie przycinane na wymiar i w razie konieczności kształtowane na zimno, po czym poddaje się je procesom obróbki powierzchniowej celem uzyskania odpowiedniego poziomu adhezji między warstwami laminatu.

Wyróżnia się pięć podstawowych metod obróbki powierzchniowej, które mogą być użyteczne przy wytwarzaniu laminatów FML:

- mechaniczne,
- chemiczne,
- elektrochemiczne,
- z wykorzystaniem środka sprzęgającego,
- zabiegi „sucho” powierzchniowe.

Z przedstawionych powyżej metod najczęściej używana ze względu na wysoką jakość uzyskiwanego połączenia metal-kompozyt jest metoda elektrochemiczna – utleniania anodowego (anodowania) w roztworach kwasów. Anodowanie polega na wytworzeniu na powierzchni metali przy udziale prądu elektrycznego cienkiej warstwy tlenku o wysokiej mikrochropowatości i odporności na hydratację [16]. Wszystkie powszechnie stosowane w przemyśle lotniczym metody anodowania są procesami wieloetapowymi o skomplikowanej charakterystyce. Procesy te obejmują m. in. zabiegi odtłuszczenia, trawienia, utleniania anodowego oraz uszczelniania powłoki [17].

Obecnie dla stopów aluminium stosuje się trzy wiodące metody: anodowanie w kwasie chromowym (chromic acid anodisation – CAA), anodowanie w kwasie siarkowym (sulfuric acid anodisation - SAA) oraz anodowanie w kwasie fosforowym (phosphoric acid anodisation - PAA).

W wyniku anodowania w kwasie chromowym uzyskuje się relatywnie cienką i zwartą warstwę tlenków, która zapewnia doskonałą jakość połączenia adhezyjnego, co ma również odzwierciedlenie w jego trwałości. Metoda ta jest szeroko stosowana w Europie, jednak ze względu na aspekty środowiskowe została

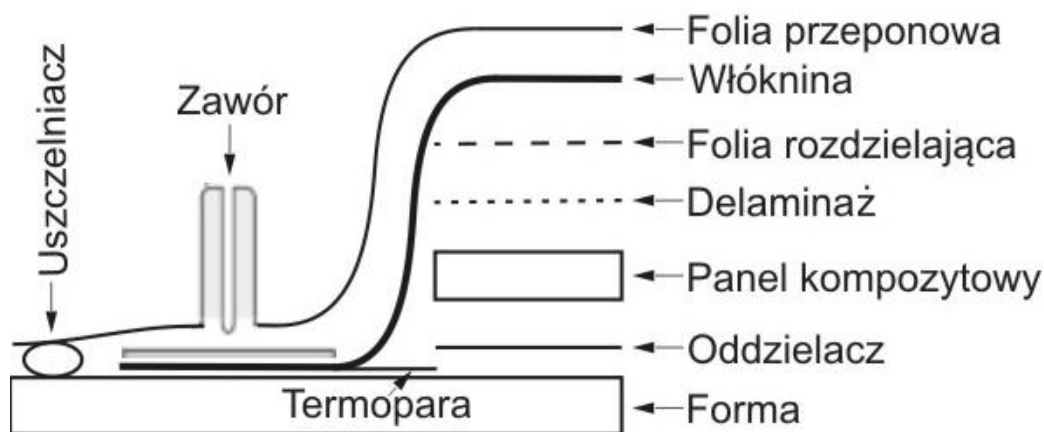


wycofana z zakładów na terenie USA. W Stanach Zjednoczonych wiodącymi metodami elektrochemicznymi są anodowanie w kwasie fosforowym oraz borowo-siarkowym. Ostatnia z wymienionych metod została zaproponowaną przez firmę Boeing, jako substytut anodowania w kwasie chromowym. Metoda ta łączy zalety anodowania w kwasie chromowym oraz fosforowym przy jednoczesnym ograniczeniu negatywnego wpływu na środowisko [18].

W przypadku metod przygotowania powierzchni stopów tytanu również występuje duże zróżnicowanie stosowanych metod obróbki [19]. Większość koresponduje z metodami stosowanymi dla stopów aluminium, podobne są również obserwacje badaczy, którzy wskazują na konieczność pracy nad mniej szkodliwymi dla środowiska sposobami obróbki powierzchni. Pomimo dobrych wyników obróbki laserowej uzyskanych przez laboratorium Chemische Industrie Basel (CIBA), metody anodowania w kwasie chromowym czy w roztworze fosforanowo-fluorkowym pozostają nadal wiodącymi podczas przygotowania powierzchni stopów tytanu do operacji klejenia.

Metody przygotowania powierzchni wymienione powyżej umożliwiają uzyskanie wysokiej jakości połączenia na granicy rozdziału metal-kompozyt, co przekłada się na korzystne właściwości uzyskanych laminatów metalowo-włóknistych. Prowadzone są prace nad wykorzystaniem metod alternatywnych takich jak: zol-żel czy teksturowanie laserowe, jednak mają one dotychczas ograniczone znaczenie przemysłowe [20, 21].

Po przygotowaniu komponentów poszczególne warstwy są układane na formie z zachowaniem założonego układu. Oprócz blach metalowych oraz warstw preimpregnatu do przygotowania pakietu podciśnieniowego potrzebne jest użycie materiałów dodatkowych w postaci: folii rozdzielających przepornych i przepuszczalnych, taśm pozycjonujących i uszczelniających, tkanin drenujących, drutów termoparowych oraz zaworów powietrznych. Schemat pakietu podciśnieniowego przedstawiono na rysunku 4.



Rys. 4. Schemat ułożenia warstw w pakiecie podciśnieniowym [16].

Proces autoklawowy charakteryzuje się możliwością przeprowadzenia kontrolowanego procesu polimeryzacji przy zadanych warunkach ciśnienia, temperatury oraz podciśnienia w pakiecie próżniowym.

Po zakończeniu procesu polimeryzacji wsad jest rozformowywany a wytworzony laminat poddawany jest kontroli nieniszczącej (NDT) oraz, jeśli to konieczne, mechanicznej obróbce wykańczającej.

W celu zwiększenia atrakcyjności przemysłowej laminatów FML a tym samym zmniejszenia kosztów wytwarzania stosuje się specyficzne uzupełniające metody wytwarzania. Po pierwsze, obszary łączenia poszczególnych paneli są przesunięte względem siebie w obrębie poszczególnych warstw metalowych tak, aby nie powodować redukcji wytrzymałości. W obszarach połączeń stosuje się dodatkowe warstwy zewnętrzne łączone w jednym procesie autoklawowym z wykorzystaniem kleju o wysokiej wytrzymałości na odrywanie. W celu eliminacji procesów formowania stosuje się formy o kształtach odwzorowujących docelowy kształt struktury np. krzywiznę w dwóch płaszczyznach, co wpływa na znaczną redukcję kosztów wytwarzania [1].

## **2. PROBLEMATYKA PROCESÓW ZNISZCZENIA**

Laminaty metalowo-włókniste, jak wszystkie materiały konstrukcyjne, mogą podlegać procesom przedwczesnego zniszczenia. Materiały tego typu są konstrukcjami o złożonej budowie, więc zdarzenia związane z ich zniszczeniem mogą być powodowane przez różnorodne czynniki związane nie tylko ze sferą użytkową materiału. Do opisu mechanizmu zniszczenia laminatów metalowo-włóknistych konieczna jest modyfikacja klasycznych technik analizy stosowanych w przypadku materiałów metalowych. Konieczność ta jest determinowana przez złożoność laminatów FML, anizotropię właściwości mechanicznych, oraz występowanie w ich konstrukcji połączeń adhezyjnych [22].

### **2.1. Przyczyny powstawania uszkodzeń**

Podobnie jak w większości znanych materiałów inżynierskich, przyczyny uszkodzeń laminatów FML można przyporządkować do trzech podstawowych obszarów: błędy zaistniałe na etapie projektowania, nieprawidłowości w procesie wytwarzania, oraz niewłaściwe użytkowanie [23].

Etap projektowania w odniesieniu do laminatu jest bardziej skomplikowany niż w przypadku materiałów tradycyjnych, ponieważ posiada on właściwości anizotropowe. Przenoszenie obciążeń przez niesymetryczny laminat może wymagać określenia aż 21 niezależnych modułów sprężystości dla pełnego opisu stanu elementu. Liczba stałych może być ograniczona do 9 lub 4 w przypadku trzy- i dwu- wymiarowych materiałów ortotropowych [24]. Anizotropia właściwości laminatów FML nie ogranicza się do właściwości mechanicznych, ale dotyczy również właściwości cieplnych. Materiały tworzące laminat mogą posiadać różne współczynniki rozszerzalności cieplnej, niektóre dodatkowo różne w zależności od kierunku [25]. Istnieją typy włókien wzmacniających warstwę kompozytową, jak np. odmiany włókien grafitowych, które posiadają współczynnik ujemny [26]. W laminacie metalowo-włóknistym po procesie autoklawowym występują naprężenia szczątkowe wynikające z faktu, że temperaturą, w której występuje zerowy stan naprężeń cieplnych jest temperatura polimeryzacji. Pomijanie tego faktu na etapie projektowania może skutkować przeciążeniem konstrukcji i jej zniszczeniem [1].

Jednym z podstawowych problemów obserwowanych na etapie wytwarzania laminatów FML jest zapewnienie prawidłowego połączenia na styku metal-kompozyt włóknisty. Złe przygotowanie powierzchni komponentów może prowadzić do znacznego obniżenia właściwości użytkowych a w najgorszym przypadku do utraty spójności laminatu. Proces łączenia gotowych elementów z laminatów kompozytowych często przebiega przy udziale połączeń klejonych. Konieczne jest monitorowanie takich połączeń w celu uniknięcia porowatości, zanieczyszczeń oraz wad geometrycznych spoin klejowych, które mogą skutkować znacznym spadkiem wytrzymałości [16].

Kolejnym problemem może być nieprawidłowe utwardzenie osnowy. Żywice epoksydowe, które zostały zbyt mocno utwardzone stają się kruche i podatne na pękanie, co może prowadzić do wystawiania na działanie środowiska włókien wzmacniających. Niepełna polimeryzacja sprawia, że zbyt miękka żywica nie jest w stanie efektywnie przenieść obciążenia na włókna zbrojące. Podczas procesu wytwarzania w kompozycie może dojść do powstania porowatości, skutkuje to zmniejszeniem wytrzymałości. Powstanie porowatości może być spowodowane przez spadek podciśnienia w pakiecie próżniowym podczas utwardzania w autoklawie [25].

Znaczna część wytrzymałości oraz sztywności laminatu FML jest zapewniana przez warstwy kompozytowe, dlatego ważne jest ich prawidłowe ułożenie. Wahania prawidłowego kąta ułożenia włókien w zakresie  $\pm 15^\circ$  mogą spowodować zmniejszenie jego wytrzymałości szczególnie w okolicy otworów technologicznych [1].

Procesy zniszczenia identyfikowane w zakresie eksploatacyjnym są spowodowane przede wszystkim: doraźnymi przekroczeniami naprężeń dopuszczalnych, skutkami obciążeń dynamicznych (impaktu) o różnych energiach i prędkościach, obciążeniami cyklicznymi, wpływem środowiska w postaci procesów korozyjnych, oddziaływania promieni UV, wilgoci i zmian temperatury [1, 27].

## **2.2. Typowe mechanizmy oraz formy zniszczenia**

Ze względu na charakter budowy laminatów metalowo-włóknistych obserwowane formy zniszczenia przyjmują często złożony charakter.

Można jednak wyróżnić podstawowe mechanizmy zniszczenia dla poszczególnych komponentów laminatu oraz mechanizmy degradacji w obrębie obszaru połączenia między komponentami.

Dominującym mechanizmem zniszczenia w warstwach metalowych laminatu jest pękanie blach poprzedzone procesami powstawania odkształceń plastycznych. W zależności od charakteru obciążeń: statyczne czy zmęczeniowe, udział odkształceń plastycznych może być diametralnie różny [28]. W przypadku degradacji związanej z procesami korozyjnymi mogą występować odrębne formy zniszczenia warstw metalowych laminatu, jednak nie są one przedmiotem niniejszego opracowania i nie będą szerzej dyskutowane.

Degradacja warstw kompozytowych laminatów FML może przybierać różnorodne formy w zależności od rodzaju komponentów warstwy oraz warunków obciążenia. W przypadku zbrojenia najbardziej popularnymi typami włókien ciągłych: włóknami szklanymi i węglowymi, w osnowie termoutwardzalnych żywic polimerowych, procesy zniszczenia związane są zazwyczaj z mechanizmami przedstawionymi w tabeli 2.

Tabela 2. Typowe mechanizmy zniszczenia w kompozytach polimerowych wzmacnianych włóknem ciągłym

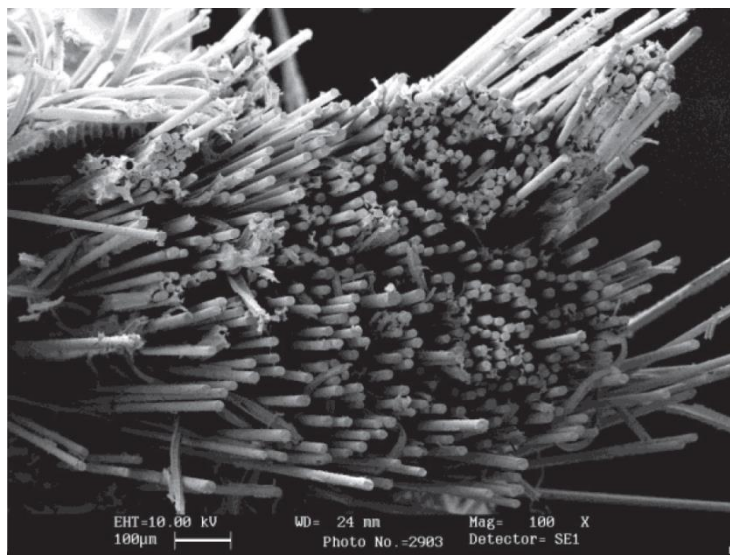
Rodzaj obciążenia	Mechanizm zniszczenia
Osiowe wzdłuż włókien	Krucho pękanie w poprzek warstwy
Osiowe w poprzek włókien	Krucho-plastyczny przełom osnowy w poprzek warstwy
W płaszczyźnie warstwy $0^\circ < \alpha < 90^\circ$	Plastyczne ścinanie osnowy dominujące dla $\alpha \sim 45^\circ$ , przełom równoległe do ułożenia włókien
Prostopadle do płaszczyzny warstwy	Krucho-plastyczny przełom w płaszczyźnie ułożenia warstw

W zależności od typu włókien, ich udziału objętościowego oraz rodzaju osnowy obserwowane mechanizmy zniszczenia mogą wywoływać odmienne morfologie przełomów. Pogłębianie wiedzy na temat identyfikacji mechanizmów zniszczenia służy ich prawidłowej charakteryzacji. Na rysunkach 5 oraz 6 przedstawiono typowe morfologie przełomów powstałych w wyniku przyłożenia obciążenia statycznego w kierunku zgodnym z ułożeniem włókien laminatu kompozytowego odpowiednio dla laminatu wzmacnianego włóknem węglowym i szklanym.



Rys. 5. Powierzchnia przełomu laminatu węglowo-epoksydowego (pow. 50 x) [29].

W pierwszym przypadku (rys. 5) obserwuje się przełom kruchy z dużą ilością podłużnych żłebów ujawniających kierunki propagacji pęknięcia niszczącego. Nieliczne występowanie pęknięć prostopadłych do głównej płaszczyzny przełomu świadczy o dużej sile adhezji pomiędzy włóknami a osnową.



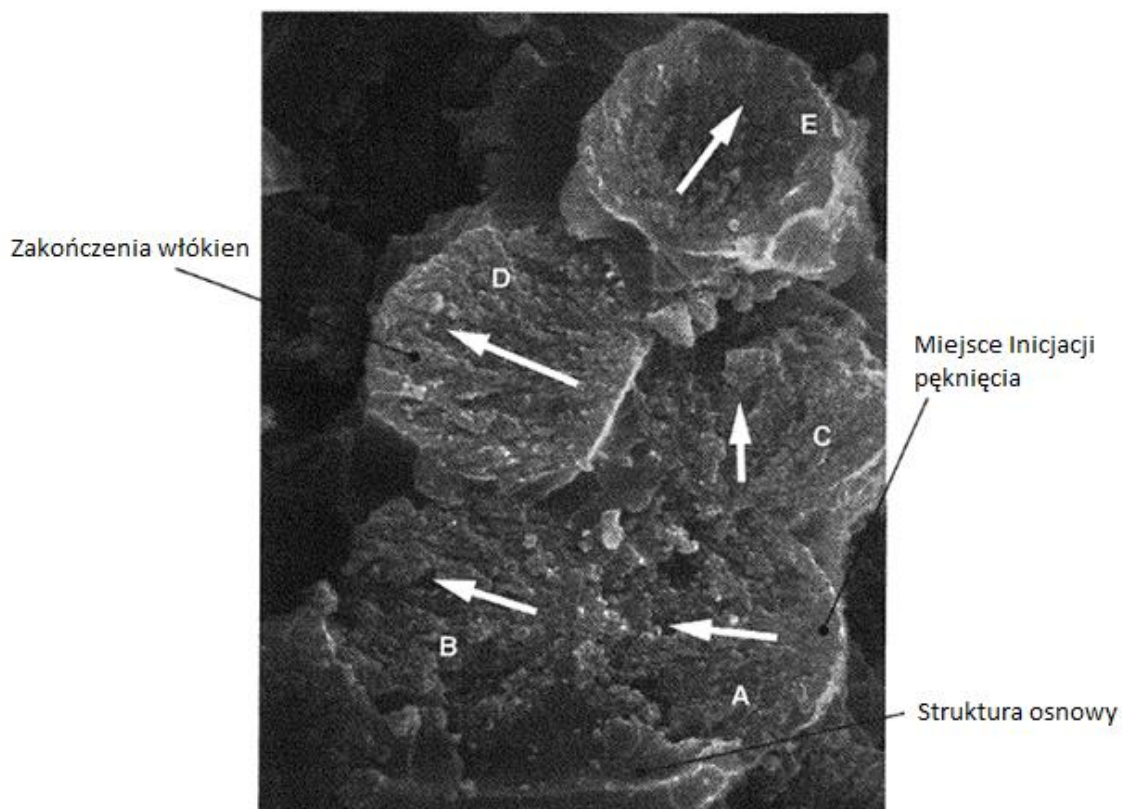
Rys. 6. Przełom laminatu szklano-epoksydowego [30].

Morfologia przełomu laminatu szklano-epoksydowego (rys. 6) ujawnia zaawansowaną degradację struktury laminatu na znacznym obszarze. Widoczne są zakończenia włókien szklanych wraz z odsłoniętymi powierzchniami bocznymi co świadczy o zerwaniu połączenia adhezyjnego na granicy włókno-osnowa na skutek dyssypacji energii pęknięcia. Powierzchnia włókien szklanych wykazuje gorsze właściwości adhezyjne w porównaniu do włókien węglowych, co jest jedną z głównych przyczyn występowania różnic w morfologii przełomów laminatów kompozytowych wzmacnianych włóknami szklanymi i węglowymi.

Bardziej szczegółowe obserwacje charakterystyki przełomów mogą dostarczyć istotnych informacji o charakterze obciążeń niszczących, obszarze inicjacji zniszczenia oraz kierunkach i sposobie jego propagacji.

Na rysunku 7 widoczna jest wiązka włókien węglowych wraz z osnową wypełniającą przestrzeń pomiędzy poszczególnymi włóknami. Na powierzchniach zakończeń włókien można zaobserwować linie rozchodzące się promieniście z obszaru inicjacji pęknięcia. Rozpatrując układ linii na poszczególnych

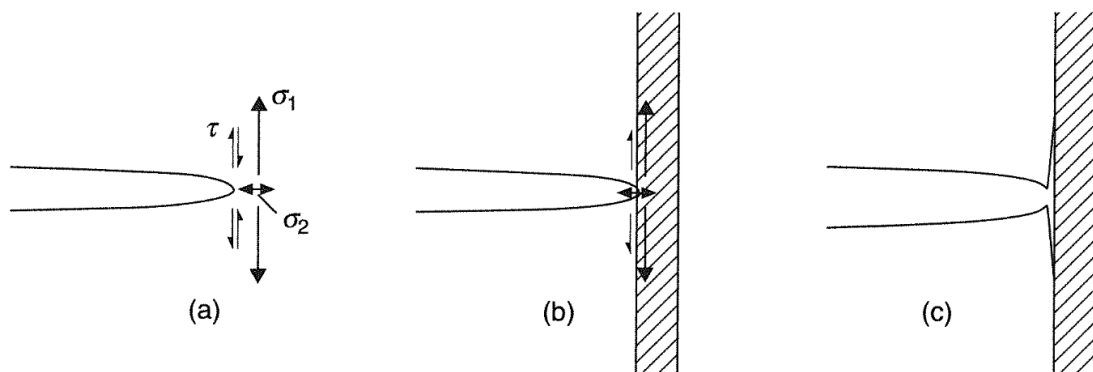
zakończeniach włókien można analizować kierunki propagacji przełomu (A→E). Taki sposób interpretacji nosi nazwę Bezpośrednio Przyporządkowanego Zniszczenia Włókien (ang. DAFFs.) [29].



Rys. 7. Przełom wiązki włókien węglowych w osnowie żywicy epoksydowej (pow. 8000x) [29]

W przypadku, kiedy pęknięcia pojawiają się początkowo w osnowie mamy do czynienia z mechanizmem opisanym przez Cooka i Gordona [31, 32] oraz pokazanym schematycznie na rysunku 8. Rozpatrując pęknięcie propagujące w osnowie laminatu jednokierunkowego mamy do czynienia z naprężeniem rozciągającym  $\sigma_1$  na czole pęknięcia oraz ze ścinaniem  $\tau$  w materiale przed jego czołem (rys. 8a). Kiedy czoło pęknięcia dociera do włókna wzmacniającego (rys. 8b) granica rozdziału włókno-osnowa ulega uszkodzeniu i następuje miejscowe oddzielenie włókna od osnowy (rys. 8 c). Mechanizm tego typu może powodować hamowanie rozwoju pęknięć, ponieważ do uruchomienia kolejnego frontu pęknięcia potrzebna jest dodatkowa energia [31].

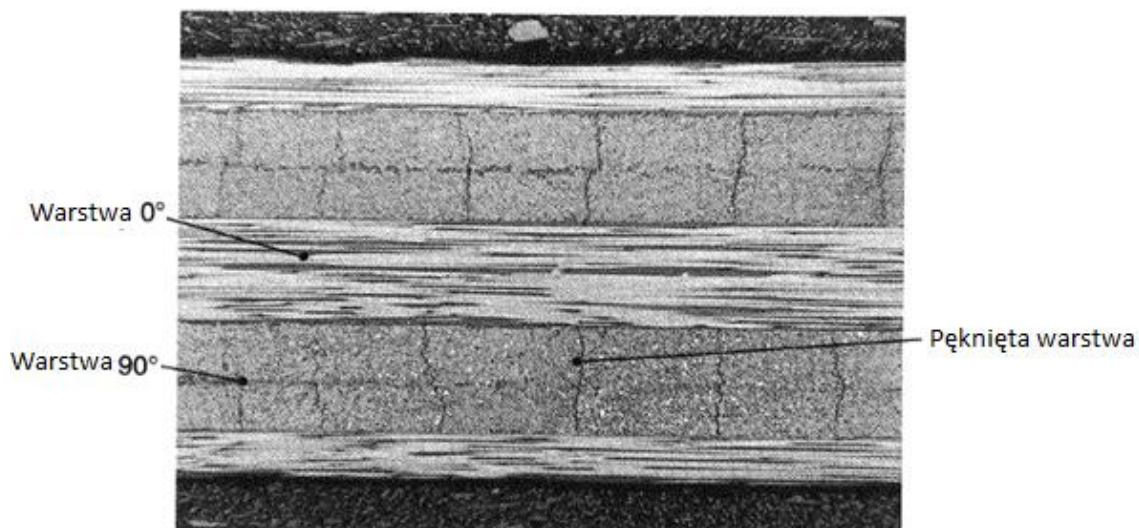




Rys. 8. Mechanizm Cooka Gordona a) propagacja pęknięcia, b) czoło pęknięcia dociera do włókna, c) zniszczenie na granicy rozdziału: włókno-osnowa [31]

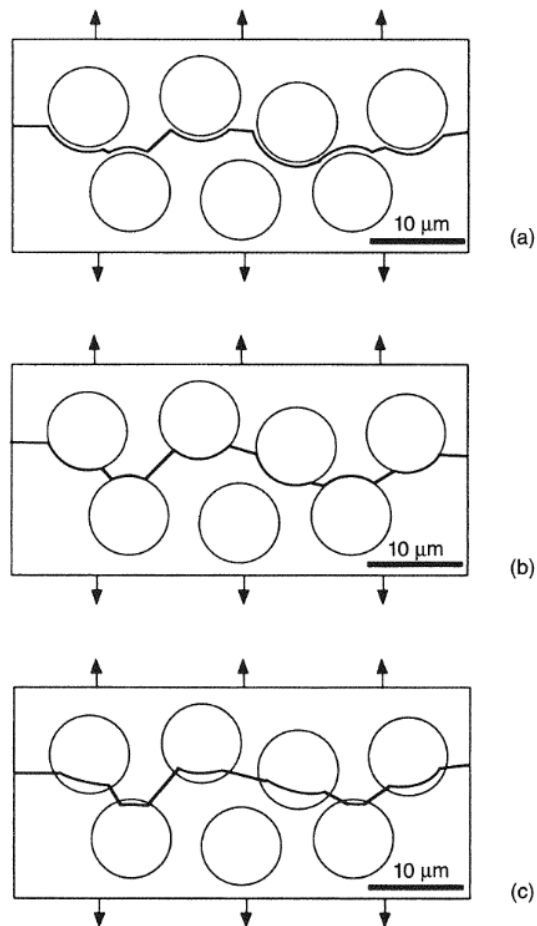
Pęknięcie na granicy rozdziału włókno-osnowa może świadczyć o słabej jakości połączenia na granicy włókno-osnowa lub jego degradacji np. pod wpływem wysokich temperatur [33].

W odniesieniu do indywidualnej, wzmocnionej jednokierunkowo warstwy laminatu kompozytowego, występowanie naprężeń niszczących w płaszczyznach prostopadłych do ułożenia włókien powoduje pęknięcie osnowy oraz przestrzeni na granicy rozdziału włókno-osnowa. Na rysunku 9 przedstawiono laminat po przyłożeniu naprężenia rozciągającego w kierunku  $0^\circ$ . W warstwach, których włókna skierowane były pod kątem  $90^\circ$  do kierunku działania siły można zaobserwować liczne pęknięcia poprzeczne. Powstanie takich pęknięć jest determinowane przez anizotropię właściwości mechanicznych warstwy. W miarę narastania obciążenia ilość pęknięć ulega zwiększeniu [34].



Rys. 9. Laminat CRFP - widoczne pęknięcia wewnątrz warstwowe (pow.200x) [34]

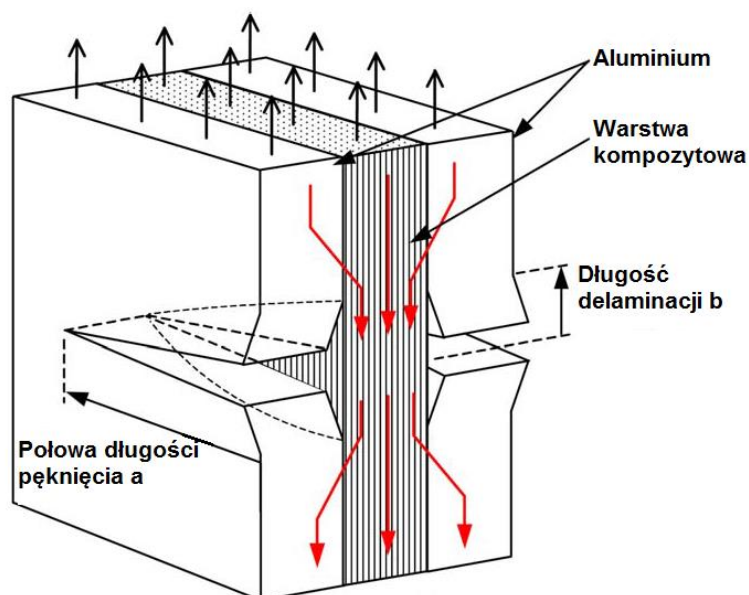
Wyróżniono trzy typy mikromechanizmów pęknięcia poprzez warstwę laminatu kompozytowego obciążonego w płaszczyźnie prostopadłej do osi włókien [34]. Schematycznie mechanizmy te przedstawiono na rysunku 10. Każdy z przedstawionych mechanizmów obejmuje przemieszczenie się frontu pęknięcia od włókna do włókna. W przypadku (a) występuje kohezyjne pęknięcie osnowy. Zachowanie takie można zaobserwować przy zachowaniu silnego połączenia żywicy z włóknem. Mechanizm (b) przedstawia klasyczny przypadek pęknięcia propagującego poprzez granicę rozdziału włókno-osnowa. Występowanie takiej formy zniszczenia związane jest z niską jakością połączenia adhezyjnego. W przypadku występowania bardzo silnego połączenia na granicy rozdziału, oraz przy niskiej wytrzymałości włókien w kierunku poprzecznym do ich osi może dojść do pęknięcia częściowo obejmującego włókna, co jest pokazane na rysunku 10c. Formy takie obserwuje się rzadko.



Rys. 10. Mechanizmy pęknięcia warstwy kompozytowej prostopadle do osi włókien [34]

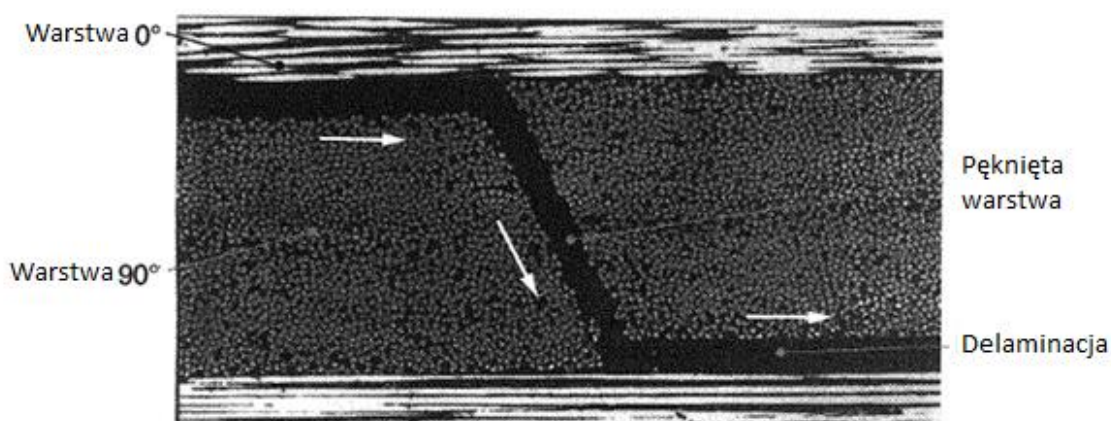
Pęknięcie warstw kompozytowych w obszarze osnowy jest ściśle powiązane ze zjawiskiem delaminacji. Delaminacje mogą występować nie tylko pomiędzy warstwami kompozytu, ale również na granicy rozdziału metal-kompozyt. Przyczyny powstania delaminacji, czyli utraty spójności na granicy warstw laminatu metalowo-włóknistego mogą mieć różnorodne podłoże, począwszy od wyboczenia warstw indywidualnych przy ściskaniu w osi warstwy, poprzez niszczenie granicy rozdziału metal-kompozyt na skutek oddziaływania naprężeń ścinających, odrywania zewnętrznych warstw w obrębie obszarów zlokalizowanych na krawędziach w skutek specyficznej dystrybucji obciążeń, a skończywszy na obciążeniach udarowych. Istnieje również bardzo istotna zależność pomiędzy rozwojem delaminacji w obszarze przyległym do propagującego pęknięcia zmęczeniowego a prędkością jego wzrostu. Ocenia się, że zachowanie odpowiedniego poziomu siły wiązania na styku warstw metalu i kompozytu

wywiera szczególnie istotny wpływ na trwałość zmęczeniową laminatu. Zbyt wysoka wartość sił adhezyjnych na granicy rozdziału metal-kompozyt uniemożliwia skuteczne działanie zjawiska przenoszenia naprężeń poprzez warstwy kompozytowe w obszarze rozwoju pęknięcia zmęczeniowego (ang. bridging effect) (rys. 11) [1, 7, 11, 28]



Rys. 11. Schemat zjawiska „bridging effect” w przestrzeni laminatu FML [35]

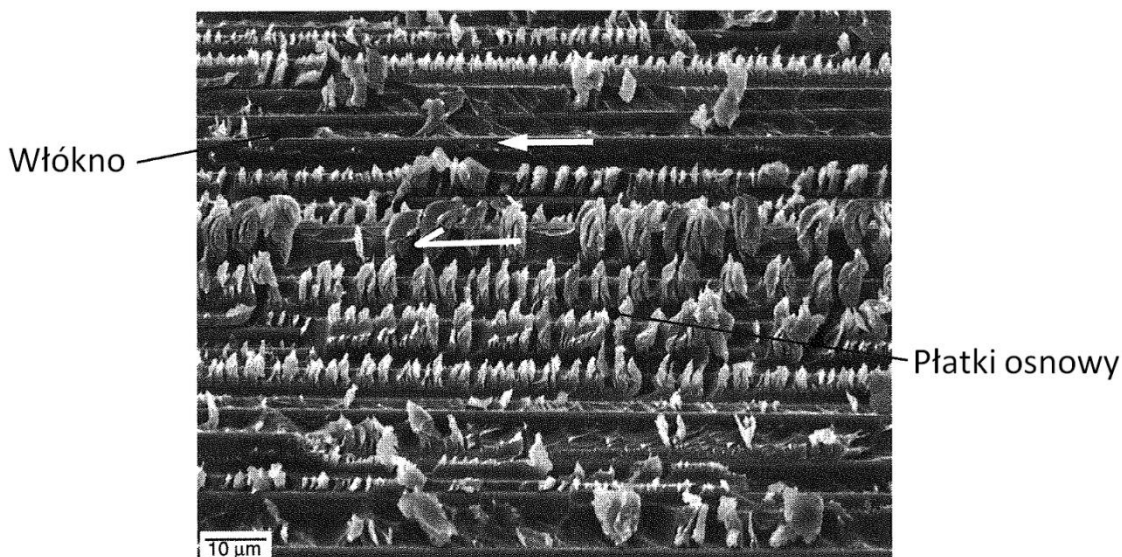
Aspektem łączącym zagadnienia pęknięcia wewnątrz-warstwowego oraz delaminacji jest mechanizm migracji delaminacji przedstawiony na rysunku 12.



Rys.12. Migracja delaminacji(pow. 200x) [29]

Jedną z charakterystycznych form obserwowanych podczas analizy fraktograficznej przelomów warstw kompozytowych jest występowanie

specyficznych formacji morfologicznych osnowy. Elementy te występują często w postaci grzebieni, silnie odkształconych pasm czy luźno rozmieszczonych płatków. Kształty związane z niszczeniem materiału osnowy mogą świadczyć o kierunku przyłożonego obciążenia niszczącego oraz ujawniać charakter odpowiedzi materiału (rys 13).



Rys. 13. Powierzchnia przełomu laminatu CFRP – płatkowa struktura osnowy [29]

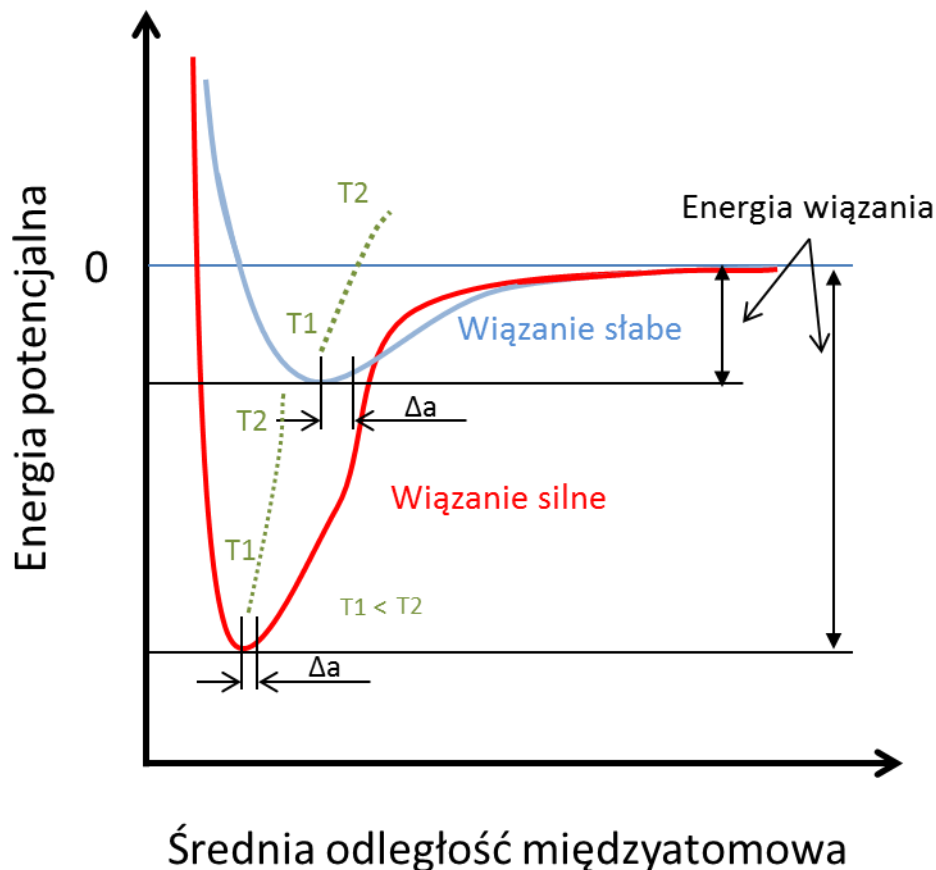
Rozmiar oraz ułożenie fragmentów osnowy mogą zależeć od objętości przestrzeni między włóknami, zawartości wilgoci, ewentualnej liczby cykli obciążenia oraz temperatury. W podwyższonej temperaturze osnowa staje się bardziej plastyczna i podatna na rolowanie pod wpływem przyłożonego obciążenia. W przypadku regionów o dużej zawartości osnowy zazwyczaj obserwuje się pojedyncze duże płatki natomiast, jeżeli powierzchnie żywicy między włóknami są relatywnie małe, struktura grzebienia jest rozdrobniona [29].

### **3. WPLYW TEMPERATURY NA WŁAŚCIWOŚCI LAMINATÓW FML**

Problematyka oceny wpływu temperatury na charakter zniszczenia i właściwości laminatów FML jest istotna w świetle wymagań stawianych konstrukcjom szczególnie przez przemysł lotniczy. Konstrukcje lotnicze są narażone na zróżnicowane i często zmieniające się warunki środowiskowe. Intensywna eksploatacja podczas kilkudziesięcioletniego resursu statków powietrznych jest poważnym wyzwaniem stawianym wobec nowoczesnych materiałów inżynierskich, w tym laminatów metalowo-włóknistych. Temperaturowy zakres eksploatacji konstrukcji lotniczych zależy od warunków środowiskowych oraz oddziaływania wewnętrznych ośrodków – generatorów lub odbiorników ciepła powodujących lokalne oddziaływanie podwyższonej, bądź obniżonej temperatury. Konieczne jest analizowanie wpływu temperatury jako czynnika potencjalnie pogarszającego właściwości użytkowe, w celu określenia temperaturowego zakresu bezpiecznej pracy laminatów tego typu. Dodatkowo poznanie charakterystyki zniszczenia laminatów poddanych obciążeniom mechanicznym przy wartościach temperatury leżących na skrajnych polach zakresów stosowanych w badaniach dla lotnictwa, przyczynia się do rozwoju możliwości kształtowania struktur laminatów metalowo-włóknistych odpornych na działanie temperatury w szerszym zakresie.

#### **3.1. Rozszerzalność cieplna**

Pojęcie temperatury, definiowane jako średnia energia kinetyczna ruchu postępowego cząstek układu lub stopień ogrzania danego ciała, odgrywa kluczową rolę już na etapie projektowania składu materiałowego laminatów FML. Zmiany energii kinetycznej atomów drgających wokół położenia równowagowego są związane ich średnią odległością a te z kolei powiązane są z charakterem łączących ich wiązań.



Rys. 14. Krzywa Morse'a - opisująca zmiany energii potencjalnej cząsteczek w zależności od wzajemnej odległości jąder atomów [36].

Na rysunku 14 oznaczono wartości zmiany średnich odległości międzyatomowych  $\Delta a$  dla wiązań silnych i słabych przy takiej samej zmianie wartości energii potencjalnej. Poprzez różnice w długości odcinków  $\Delta a$  można wnioskować, że materiały, których atomy są słabiej ze sobą związane i łatwiej je od siebie oddalać charakteryzują się większą rozszerzalnością cieplną. Wniosek ten jest prawdziwy przy uwzględnieniu braku symetrii ramion krzywych względem pionowych osi przechodzących przez ich minima. Im bardziej różnią się wyznaczone przez daną oś gałęzie krzywej, tym odchylenie punktów wyznaczających równowagową wartość odległości międzyatomowej (zielona linia przerywana) od wartości wyznaczonej przez minimum krzywej w różnych temperaturach jest większe. Większe odchylenie punktów jest tożsame z większą rozszerzalnością cieplną [36].

Formowanie laminatów w procesach cieplnych powoduje konieczność uwzględnienia liniowych współczynników rozszerzalności cieplnej (ang. CTE) komponentów. W przypadku różnych wartości CTE dla poszczególnych warstw laminatu, stan wolny od naprężeń wewnętrznych uzyskiwany będzie w temperaturze polimeryzacji wynoszącej często powyżej 373K (100°C). Dodatkowo należy wziąć pod uwagę możliwość występowania anizotropii CTE np. dla włókien węglowych. W związku ze zmianami temperatury podczas eksploatacji, w przestrzeni laminatu występują naprężenia wewnętrzne, zależne od aktualnej wartości temperatury oraz poszczególnych wartości sztywności komponentów. Przykładowo, naprężenia w warstwach ze stopu aluminium dla laminatu typu GLARE, w danej temperaturze można zdefiniować za pomocą wzoru [1]:

$$S_{Al} = [t_{Al_{tot}} E_{Al} (\alpha_{Al} - \alpha_{Al}) + t_{f,0_{tot}} E_{f,0} (\alpha_{f,0} - \alpha_{Al}) t_{f,90_{tot}} E_{f,90} (\alpha_{f,90} - \alpha_{Al})] * \frac{E_{Al} (T_R - T_{cure})}{E_{lam} (t_{Al_{tot}} + t_{f,0_{tot}} + t_{f,90_{tot}})} \quad (4)$$

gdzie:

$E_{Al}$  = Moduł Younga stopu aluminium

$E_{f,0}$  = Moduł Younga kompozytu w kierunku ułożenia włókien

$E_{f,90}$  = Moduł Younga kompozytu poprzecznie do kierunku ułożenia włókien

$E_{lam}$  = Moduł Younga laminatu

$S_{Al}$  = naprężenia rezydualne w warstwach metalowych

$t_{Al_{tot}}$  = suma grubości blach

$t_{f,0_{tot}}$  = suma grubości warstw kompozytowych ułożonych w kierunku 0°

$t_{f,90_{tot}}$  = suma grubości warstw kompozytowych ułożonych w kierunku 90°

$T_{cure}$  = temperatura utwardzania

$T_R$  = temperatura otoczenia

$\alpha_{Al}$  = współczynnik rozszerzalności cieplnej stopu aluminium

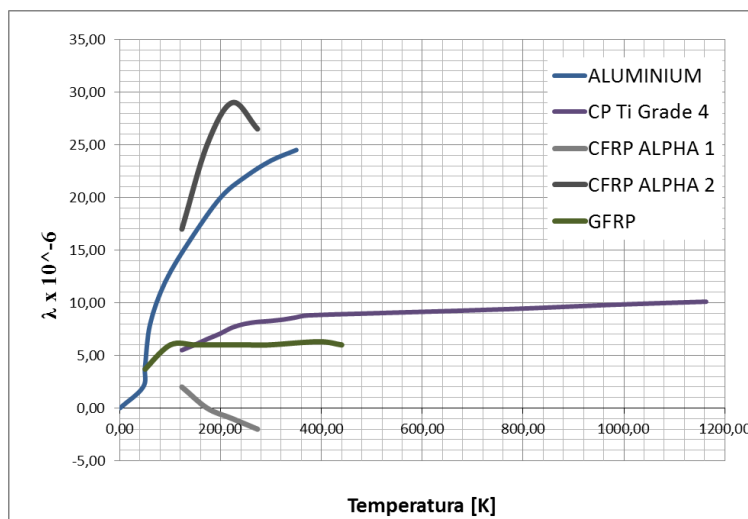
$\alpha_{f,0}$  = współczynnik rozszerzalności cieplnej kompozytu w kierunku ułożenia włókien

$\alpha_{f,90}$  = współczynnik rozszerzalności cieplnej kompozytu poprzecznie do kierunku ułożenia włókien

Przyłożenie naprężeń zewnętrznych skutkuje skomplikowaniem stanu mechanicznego laminatu. Wartość naprężeń całkowitych może być definiowana, zgodnie z zasadą superpozycji, uwzględniając naprężenia wewnętrzne oraz przyłożone z zewnątrz.



Istotne z punktu widzenia niniejszej pracy jest odnotowanie, że liniowy współczynnik rozszerzalności cieplnej komponentów nie jest stały w całym zakresie temperatury, co przedstawiono na rysunku 15. Zamieszczone poniżej rysunki 15-17, zostały opracowane na podstawie analizy i zestawienia danych pochodzących z prac [37-45].



Rys. 15. Zmiany wartości współczynników rozszerzalności cieplnej komponentów laminatów FML w funkcji temperatury - opracowanie własne na podstawie [37-45].

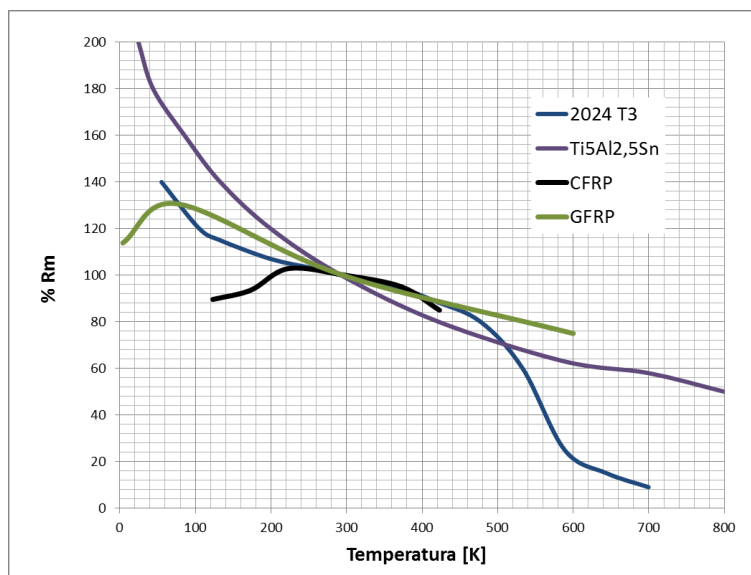
Zmiany wartości współczynników rozszerzalności cieplnej komponentów w zależności od temperatury wskazują na złożony charakter problematyki analizy naprężeń własnych w przestrzeni laminatów metalowo-włóknistych. Najbardziej stabilne wartości CTE w przebiegu temperaturowym otrzymywane są dla tytanu oraz kompozytu szklano-epoksydowego (GFRP) badanego w kierunku równoległym do ułożenia włókien wzmacniających. Warto zwrócić uwagę na rozbieżności w wartości współczynnika rozszerzalności dla kierunku zgodnego z ułożeniem włókien (alpha 1) oraz prostopadłego (alpha 2) dla kompozytu węglowo-epoksydowego.

### 3.2. Wpływ zmian temperatury na właściwości mechaniczne

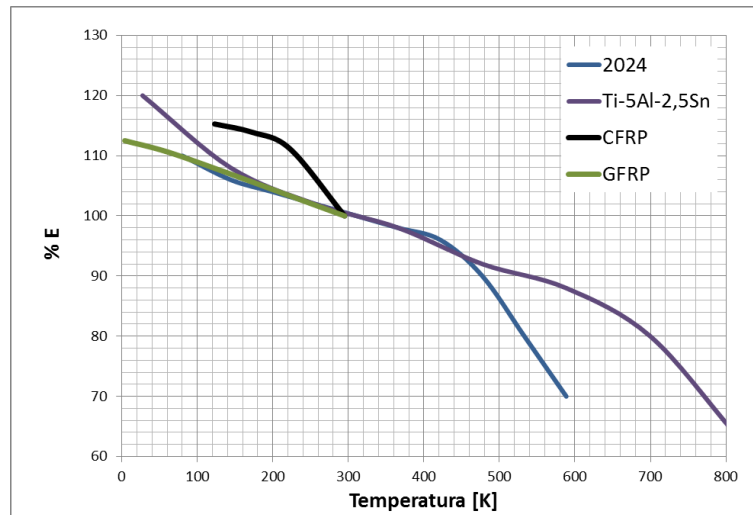
Zmiany poziomu temperatury wiążą się nie tylko z różnicami wymiarowymi, ale również ze zmianami właściwości fizycznych i mechanicznych materiałów będących komponentami laminatów metalowo-włóknistych.

Dla większości metali i ich stopów, obniżanie temperatury jest równoznaczne ze wzrostem: wytrzymałości na rozciąganie, granicy plastyczności, twardości, sztywności, odporności zmęczeniowej. Niestety z obniżaniem temperatury obserwuje się również wzrost kruchości dla znacznej grupy metali i stopów. Jedynie metale, które posiadają regularną, ściennie centrowaną sieć krystaliczną, charakteryzują się tym, że pozostają plastyczne i odporne na kruche pękanie [46]. Do grupy tej należą stosowane w laminatach FML stopy aluminium. Wyjątek stanowi czysty tytan, który posiada heksagonalną sieć krystaliczną, oraz niektóre z jego stopów o strukturze  $\beta$ , posiadające sieć regularną przestrzennie centrowaną takie jak np.  $Ti5Al2,5Sn$ , który posiada znakomite właściwości mechaniczne w obniżonych temperaturach [38].

Na rysunku 16 przedstawiono zmiany wartości wytrzymałości na rozciąganie natomiast na rysunku 17 zmianę wartości modułu Younga w funkcji temperatury dla najczęściej stosowanych komponentów laminatów metalowo-włóknistych. Wartości wyrażono w procentach wartości bazowej uzyskanej w temperaturze 295K.



Rys. 16. Procentowa wartość wytrzymałości na rozciąganie komponentów laminatów FML w funkcji temperatury- opracowanie własne na podstawie [37-45]



Rys. 17. Procentowa wartość modułu Younga komponentów laminatów FML w funkcji temperatury - opracowanie własne na podstawie [37-45].

Przedstawione wartości wytrzymałości na rozciąganie i modułu sztywności wzdłużnej są zależne od temperatury. Dla wszystkich ujętych na wykresach materiałów wartość modułu Younga zwiększa się wraz ze spadkiem temperatury. Najbardziej znaczący wzrost sztywności można zaobserwować dla kompozytu węglowo-epoksydowego. Zmniejszenie średnich odległości międzyatomowych spowodowane spadkiem temperatury dla materiałów o silnych wiązaniach chemicznych (takich jak w przypadku włókien węglowych), dla których występują duże kąty nachylenia ramion krzywych na wykresie Morse'a w okolicach ich wartości minimalnych (rys. 14 - krzywa koloru czerwonego) prowadzi do znacznego zwiększania sztywności [18].

W przypadku wytrzymałości na rozciąganie również następuje wzrost uzyskiwanych wartości wraz ze spadkiem temperatury, jedynie kompozyt węglowo-epoksydowy charakteryzuje się spadkiem wytrzymałości na rozciąganie zarówno dla temperatur podwyższonych jak i obniżonych [41].

Właściwości mechaniczne warstw kompozytowych w temperaturach obniżonych są w dużym stopniu kontrolowane przez właściwości osnowy, ponieważ wzrost sztywności polimeru jest powiązany ze zmniejszeniem odkształcenia niszczącego oraz wzrostem niekorzystnych naprężeń wewnętrznych. W pracy [47] przedstawiono problematykę odporności na kruche pękanie żywic epoksydowych badanych w temperaturach kriogenicznych. Badacze wskazują, że

odporność ta jest kontrolowana przez siłę wiązań molekularnych oraz możliwość relaksacji naprężeń na czołach powstających mikropęknięć. W celu zwiększenia sumarycznej siły wiązań, konieczne jest uzyskanie większej gęstości sieciowania.

Pomimo, że odporność na kruche pękanie żywic epoksydowych jest często wyższa w niskich temperaturach ze względu na obniżenie energii potencjalnej wiązań chemicznych (energia potencjalna wiązań wyrażana jest w wartościach ujemnych), to wzrost naprężeń wewnętrznych powodowany przez różnice w CTE może prowadzić do powstawania mikropęknięć w objętości osnowy i osłabienia kompozytu [48, 49, 50].

W pracach [51] oraz [52] przedstawiono wyniki badań nad zastosowaniem kompozytu szklano-epoksydowego na zbiorniki do magazynowania skroplonych gazów. Badania zmęczeniowe [51] prowadzone w temperaturze 4,77K oraz w temperaturze pokojowej wykazały, że progowa wartość energii uwalnianej podczas rozwoju delaminacji jest większa w niższych temperaturach, natomiast prędkość jej wzrostu jest mniejsza. Badania odporności na ścinanie międzywarstwowe poprzez zginanie krótkiej belki (ang. ILSS) [52] wykazały zwiększenie uzyskiwanych wartości wytrzymałości w niskich temperaturach. Badacze wskazują na zwiększenie siły tarcia na granicy rozdziału między komponentami kompozytu, jako jedną z przyczyn wzrostu wytrzymałości.

Badane w pracy [53] kompozyty wzmocnione włóknami węglowymi poddane działaniu wielokrotnych cykli cieplnych do zakresów kriogenicznych wykazują skłonność do akumulacji mikropęknięć. W pracy [54] wykazano spadek wytrzymałości kompozytu węglowo-epoksydowego, który został spowodowany prawdopodobnie przez zwiększenie współczynnika intensywności naprężeń oraz odnotowano wzrost gęstości mikrouszkodzeń w objętości kompozytu. Przyczyną spadku wytrzymałości kompozytu węglowo-epoksydowego jest prawdopodobnie znaczny wzrost kruchości włókien węglowych w tym przedziale temperaturowym a w konsekwencji większa podatność na rozwój gwałtownie rozwijających się mikropęknięć w objętości laminatu.

Z drugiej strony wzrost odporności na kruche pękanie metali takich jak stopy aluminium czy tytanu, stosowanych na warstwy metalowe laminatów FML, może potencjalnie kompensować niekorzystne zachowanie kompozytów, szczególnie węglowych, w obniżonej temperaturze.

W przypadku wzrostu temperatury obserwowane obszary stabilnych zmian wartości sztywności i wytrzymałości na rozciąganie są ograniczone dla warstw metalowych temperaturami przemian wewnętrznych, natomiast osnowa w warstwach kompozytowych wykazuje stabilność do osiągnięcia temperatury zeszklenia ( $T_g$ ).

Długotrwałe oddziaływanie podwyższonych temperatur może być szczególnie niekorzystne dla materiałów polimerowych wchodzących w skład warstwy kompozytowej.

W pracy [55] przedstawiono wpływ długotrwałej ekspozycji w warunkach podwyższonej temperatury i wilgotności na wytrzymałość laminatów typu GLARE w próbie ścinania metodą Iosipescu. Próbki kondycjonowano w temperaturze 353K (80°C), przy wilgotności względnej (RH) 90%, przez okres 6 tygodni. Uzyskane wyniki wskazują, że badane laminaty typu GLARE charakteryzują się bardzo niewielką skłonnością do pochłaniania wilgoci w porównaniu do kompozytu polimerowego wzmacnianego włóknami. Dyfuzja wilgoci do wnętrza laminatu odbywa się wyłącznie poprzez niezabezpieczone krawędzie boczne. Nie odnotowano znaczącego spadku wytrzymałości na skutek oddziaływania warunków środowiskowych. Jednocześnie analiza fraktograficzna potwierdziła występowanie zjawiska plastyfikacji osnowy w obszarach przykrawędziowych, co sugeruje koncentrację dyfundujących molekuł w tych obszarach. Nie wykazano bezpośrednio wpływu oddziaływania podwyższonej temperatury. W pracy [56] analizowano laminat typu CARALL w podobnym programie badawczym. Odnotowano niewielki spadek właściwości mechanicznych. W pracy [57] analizowano wpływ zawartości porowatości (kontrolowaną poprzez zmianę warunków polimeryzacji w procesie autoklawowym) na poziom absorpcji wilgoci w próbie imersji oraz na odporność na zmęczenie cieplne w zakresie 296-398K (23-

125°C). Próbę pochłaniania wilgoci przeprowadzono poprzez zanurzenie próbek w wodzie destylowanej o temperaturze 339K (66°C). Badania wykazały, że zwiększenie porowatości w laminacie typu GLARE powyżej 0,5 % powoduje zwiększoną intensywność procesów pochłaniania wilgoci przez krawędzie laminatu oraz spadek wytrzymałości na międzywarstwowe ścinanie przeprowadzone metodą zginania krótkiej belki (ILSS). Oddziaływanie cykli cieplnych również weryfikowano metodą ILSS. Wykazano spadek wytrzymałości na poziomie 9-18% po przeprowadzeniu 1500 cykli cieplnych. Jako przyczynę spadku wytrzymałości wskazano akumulację mikrouszkodzeń na granicy rozdziału metal-kompozyt na skutek różnic w wartości współczynnika rozszerzalności cieplnej komponentów laminatu. Praca [58] dotyczy problematyki modelowania propagacji pęknięć zmęczeniowych w przestrzeni laminatów FML w zależności od temperatury. Oprócz proponowanego modelu wykonano również badania eksperymentalne celem jego weryfikacji. W temperaturze 233K (-40°C) uzyskano niższe wartości propagacji pęknięć w porównaniu do temperatury 343K (70°C). Dodatkowo przeprowadzono próby dla laminatu tytan-kompozyt węglowo-epoksydowy, jednakże uzyskane rezultaty dla temperatur 296K (23°C) oraz 393K (120°C) nie zostały jednoznacznie skomentowane ze względu na wyjątkowo złożony charakter relacji zjawisk rozwoju delaminacji i propagacji pęknięć. W pracy [59] porównano tempo wzrostu obszaru delaminacji w próbie zmęczeniowej prowadzonej przy różnych wartościach temperatury w przedziale od 233K (-40°C) do 343K (70°C). Odnotowano mniejsze wartości przyrostu pola delaminacji dla temperatury 233K (-40°C), jednak ponownie wyniki prób zostały skomentowane jedynie w kontekście weryfikacji modelu analitycznego.

Dotychczas wpływ temperatury na właściwości i trwałość laminatów metalowo-włóknistych był analizowany jedynie w kontekście odporności na warunki środowiskowe – podwyższona temperatura i wilgotność oraz w ograniczonym zakresie temperatury. Odnotowano również prace podejmujące możliwości modelowania wpływu obniżonej temperatury na wytrzymałość zmęczeniową oraz próby wskazywania procesów degradacji związanych z

występowaniem cyklicznych zmian temperatury. Szeroko dostępne dane wyznaczone dla komponentów laminatów nie pozwalają w wiarygodny sposób prognozować właściwości tak złożonych struktur, jakimi są laminaty metalowo-włókniste w kontekście oddziaływania szerokiego zakresu temperatury. W obliczu braku dostępności reprezentatywnych wyników badań oddziaływania temperatury na właściwości wytrzymałościowe oraz charakter zniszczenia, konieczne jest prowadzenie badań, celem budowy bazy wiedzy umożliwiającej poznanie zachowania laminatów w szerokim zakresie temperatury oraz kształtowanie właściwości nowych laminatów o właściwościach dopasowanych do wybranych warunków temperaturowych.

#### 4. UZASADNIENIE PODJĘCIA TEMATU

Wzrastający obszar zastosowań laminatów metalowo-włóknistych poszerza spektrum czynników środowiskowych, które mogą wpływać na strukturę oraz właściwości tego typu materiałów. Poszukiwanie nowych kierunków rozwoju lotnictwa, takich jak loty stratosferyczne czy naddźwiękowe, powoduje poszerzenie zakresów zmian parametrów środowiskowych np. temperatury pracy elementów. W obszarze lotnictwa cywilnego laminaty metalowo-włókniste stosowane jako elementy poszycia zewnętrznego statków powietrznych podczas eksploatacji narażone są na cykliczne zmiany temperatury w zakresie od 223K (-50°C) do 353K (80°C). W czas życia konstrukcji wpisane są tysiące tego rodzaju cykli cieplnych. Specyficzne warunki obciążeń mechanicznych i temperaturowych występujące w obszarze lotów naddźwiękowych wymagają zastosowania zaawansowanych materiałów spełniających ściśle określone wymagania oraz zapewniających jeszcze większą tolerancję w zakresie odporności na cykliczne zmiany temperatury.

Ze względu na różnice w wartościach współczynnika rozszerzalności cieplnej pomiędzy komponentami laminatu dochodzące do 80% oraz zjawisko plastyfikacji osnowy polimerowej, laminaty FML mogą być podatne na występowanie uszkodzeń, zwłaszcza w strefie połączenia metal-kompozyt. Pełne wykorzystanie potencjału nowych laminatów FML będzie możliwe dzięki wnikliwemu poznaniu właściwości mechanicznych oraz mechanizmów zniszczenia zarówno komponentów jak i laminatu jako całości.

Problematyka wpływu czynników środowiskowych na właściwości mechaniczne tradycyjnych kompozytów polimerowych wzmocnianych włóknami jest szerzej poruszana w literaturze światowej oraz znajduje odzwierciedlenie w procesach certyfikacji materiałów lotniczych, natomiast dla układów hybrydowych o bardziej złożonej budowie, takich jak laminaty metalowo-włókniste, dostępne źródła literaturowe są bardzo ograniczone i nie wskazują rozwiązania szeregu problemów.

Uznano zatem za konieczne i celowe prowadzenie badań nad wpływem zmian temperatury na strukturę i właściwości laminatów FML zarówno ze względu



na poszerzający się obszar zastosowań, jak również na poszukiwanie nowych komponentów nadających im nowe, unikatowe właściwości.

## 5. CELE I TEZA PRACY

Celem naukowym pracy jest analiza procesów fizyko-chemicznych zachodzących w strukturze laminatów metalowo-włóknistych w warunkach różnych wartości temperatury, mających wpływ na właściwości i charakter zniszczenia laminatów metalowo-włóknistych.

Celem praktycznym jest ocena możliwości kształtowania odporności na ekstremalne warunki temperaturowe nowoczesnych laminatów metalowo-włóknistych, poprzez dobór komponentów i ich konfiguracji.

Na podstawie przeglądu literatury oraz przeprowadzonych badań wstępnych i części badań właściwych postawiono tezę, że:

Analiza właściwości i charakteru zniszczenia pozwala na identyfikację czynników krytycznych, warunkujących odporność laminatów FML na obniżoną i podwyższoną temperaturę.

Identyfikację czynników krytycznych przeprowadzono w oparciu o następujący zakres badań:

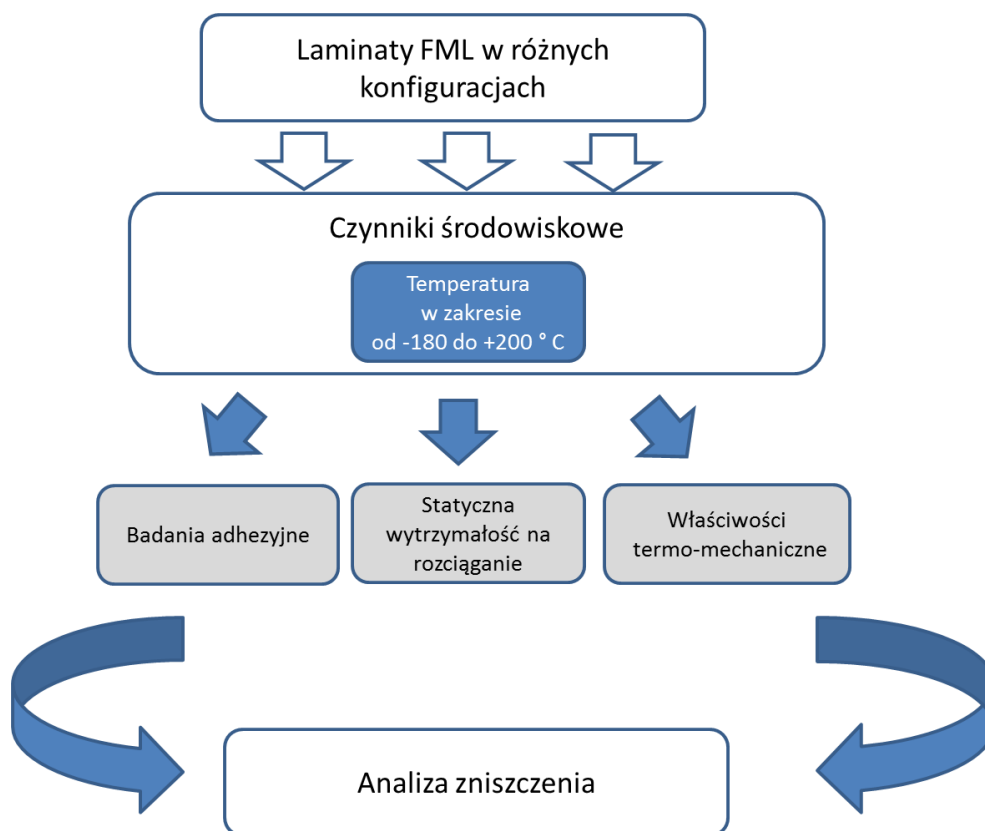
- Badania wytrzymałości na rozciąganie w temperaturach obniżonych
- Badania wytrzymałości na rozciąganie w temperaturze referencyjnej
- Badania wytrzymałości na rozciąganie w temperaturze podwyższonej
- Dynamiczna analiza mechaniczna (DMA), umożliwiająca wyznaczenie przebiegu wybranych właściwości fizyko-chemicznych w zakresie temperaturowym od 93K do 473K
- Badania wytrzymałości połączeń zakładkowych
- Badania wytrzymałości połączeń zakładkowych po długotrwałym sezonowaniu w temperaturze 423K
- Analiza zniszczenia badanych laminatów.

## 6. PROGRAM BADAŃ, MATERIAŁ I METODYKA

### 6.1. Program badań

Zrealizowany program badań obejmował następujące działania:

1. Analiza literatury
2. Określenie celu oraz zakresu pracy
3. Badania własne zgodnie ze schematem zamieszczonym poniżej (rys.18)
4. Analiza wyników



Rys. 18. Schemat ideowy przedstawiający kluczowe etapy pracy

### 6.2. Materiał

Dobór stopów na warstwy metalowe został wykonany z uwzględnieniem kryteriów konstrukcyjnych, technologicznych i ekonomicznych. Grubości warstw zarówno metalowych jak i kompozytowych materiałów bazowych dobrano zgodnie ze standardami stosowanymi obecnie w przemyśle lotniczym dla materiałów tego

typu. Komponenty zastosowane w wytwarzanych laminatach FML są materiałami certyfikowanymi do zastosowań lotniczych. Wybrane układy warstw kompozytowych umożliwiają określenie szerokiego spektrum właściwości w zależności od objętościowej zawartości metalu i wpływu ułożenia włókien zbrojących warstwy kompozytowe. Wybrane układy korespondują z rozpatrywanymi w najnowszych badaniach publikowanych w literaturze światowej.

Przedmiot badań stanowiły następujące laminaty metalowo-włókniste:

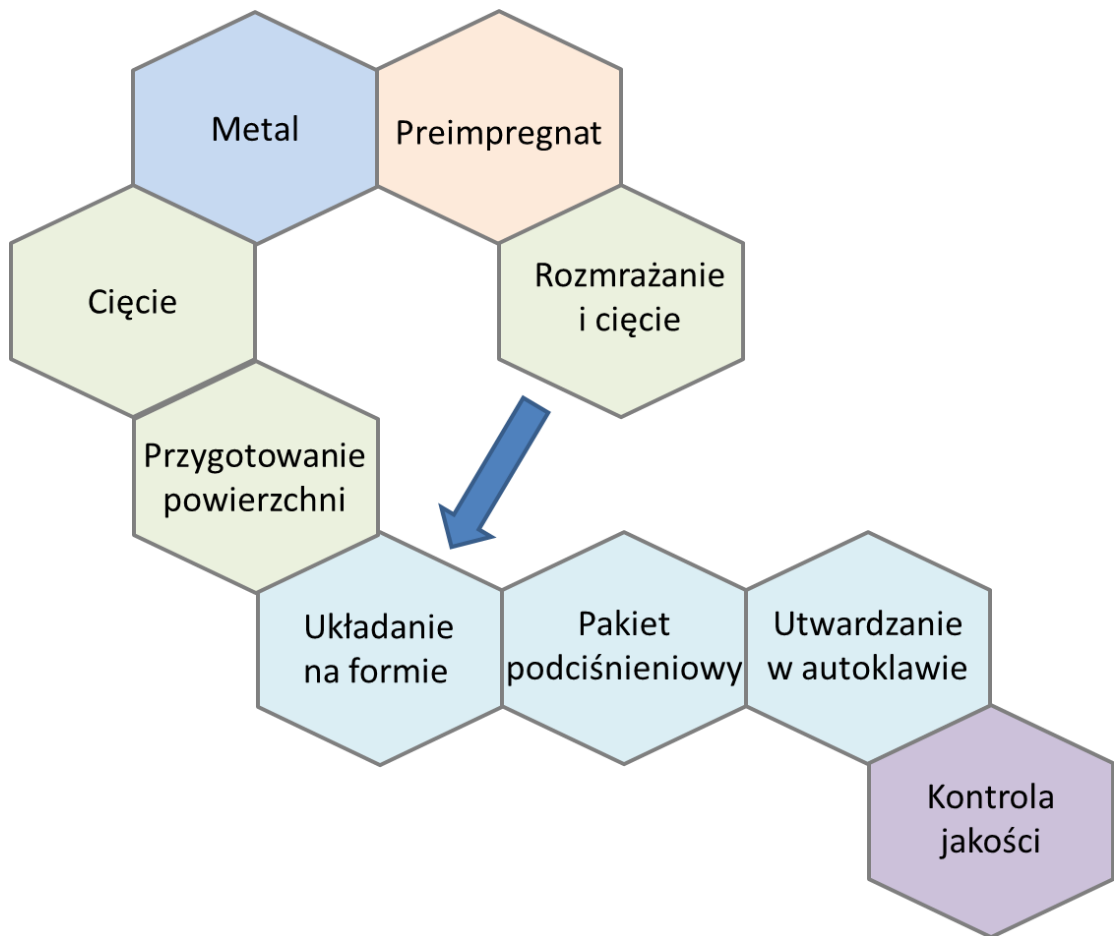
- aluminium/kompozyt epoksydowo-szklany (AlG) złożony z blach ze stopu aluminium gat. 2024 (EN AW-2024 (AlCu4Mg1)) po obróbce T3 (przesycony, odkształcony na zimno i naturalnie starzony) o grubościach 0,3 i 0,5 mm połączonych z preimpregnowaną taśmą szklaną TVR380 (na bazie włókien szklanych typu R i żywicy epoksydowej M12) (Hexcel, USA) o nominalnej grubości warstwy po utwardzeniu 0,25 mm,
- aluminium/kompozyt epoksydowo-węglowy (AlC) na bazie stopu aluminium EN AW-2024 oraz preimpregnowanej taśmy węglowej UD194 – włókna węglowe typu AS7, żywica epoksydowa M21 (Hexcel, USA) o nominalnej grubości warstwy kompozytowej po utwardzeniu 0,13 mm,
- tytan/kompozyt epoksydowo-szklany (TiG) na bazie blach z czystego technicznie tytanu Grade 2 o grubościach 0,3 i 0,5 mm połączonych z preimpregnowaną taśmą szklaną TVR 380 (na bazie włókien szklanych typu R i żywicy epoksydowej M12),
- tytan/kompozyt epoksydowo-węglowy (TiC) na bazie blach z czystego technicznie tytanu Grade 2 o grubościach 0,3 i 0,5 mm połączonych z preimpregnowaną taśmą węglową UD194 – włókna węglowe typu AS7, żywica epoksydowa M21 (Hexcel, USA) o nominalnej grubości warstwy kompozytowej po utwardzeniu 0,13 mm.

Kwalifikacja układów do poszczególnych badań została przeprowadzona w oparciu o analizę literatury oraz wiedzę przedmiotową.

### 6.3. Metodyka

Istotnym etapem prac było opracowanie technologii i wytworzenie materiału badawczego. Laminaty metalowo-włókniste wykorzystane do badań wytworzono metodą autoklawową w laboratorium Katedry Inżynierii Materiałowej. Metoda autoklawowa jest najszerzej stosowana do wytwarzania kompozytowych elementów lotniczych oraz pozwala na uzyskanie najwyższej jakości wykonywanych struktur.

Schemat wytworzenia laminatów przedstawia rysunek 19.



Rys. 19. Schemat wytwarzania badanych laminatów FML metodą autoklawową

- W pierwszym etapie prac przygotowano formatki metalowe, które zostały wcześniej poddane procesom przygotowania powierzchni w celu osiągnięcia jak najlepszego połączenia na granicy rozdziału metal kompozyt.

Powierzchnie arkuszy ze stopu aluminium zostały poddane anodowaniu w wodnym roztworze kwasu chromowego, natomiast arkusze tytanowe poddano procesowi anodowania w roztworze kwasu fosforowego z jonami fluorkowymi, następnie na poddane procesowi anodowania arkusze została nałożona warstwa primer'u - środka uaktywniającego powierzchnię (z inhibitorem korozji) na bazie syntetycznych żywic polimerowych (3M Scotch-Weld Structural Adhesive Primer EC-3924 B) w celu poprawy przyczepności metalu do kompozytu z jednoczesnym wzrostem poziomu ochrony korozyjnej.

Następnie:

- przygotowano warstwy preimpregnatów poprzez klimatyzowanie w temperaturze pokojowej przez 24h oraz cięcie taśm na założone wymiary,
- przed rozpoczęciem laminowania warstwy preimpregnatów oraz blach metalowych poddano kontroli wizualnej,
- układanie poszczególnych warstw prowadzono na formie w postaci płyty z zachowaniem odpowiedniej kolejności oraz orientacji poszczególnych warstw,
- do wewnętrznych warstw laminatów zamocowano termopary w celu kontroli procesu polimeryzacji,
- kolejnym etapem procesu było wykonanie pakietu podciśnieniowego wyposażonego w zawory umożliwiające zadawanie oraz kontrolę podciśnienia,
- po wykonaniu pakietu dokonano kontroli jego szczelności i umieszczono wsad w komorze autoklawu,
- podczas procesu autoklawowego zastosowano następujące parametry:
  - ciśnienie 0,45 MPa,
  - podciśnienie pakietu próżniowego -0,081 MPa,
  - temperatura utwardzania 410K (137°C) dla osnowy M12 oraz 448K (175°C) dla osnowy M21 (nagrzewanie i chłodzenie 2K/min).

Otrzymane w ten sposób panele zostały poddane kontroli NDT metodą ultradźwiękową, a następnie pocięte na próbki i poddane poszczególnym procedurom badawczym:

1. Ocena wpływu zmian temperatury na statyczne właściwości wytrzymałościowe badanych laminatów.

Przeprowadzono badania wytrzymałości na rozciąganie laminatów w temperaturach: 153K, 223K, 293K oraz 385K. Podczas badania wyznaczono podstawowe właściwości mechaniczne wybranych laminatów. Badania przeprowadzono w Instytucie Lotnictwa w Warszawie.

Do badań wykorzystano prostopadłościenną próbkę o wymiarach: 15x200x wynikowa grubość laminatu w mm - dla układu [0] oraz 20x200x wynikowa grubość laminatu w mm – dla układu [0,90] oraz [ $\pm 45$ ]. Kierunek [0] był zgodny z kierunkiem walcowania blach metalowych. Dodatkowo przeprowadzono badania blach metalowych oraz laminatów kompozytowych stanowiących komponenty laminatów FML. Wymiary próbek kompozytowych wynosiły 250x15x1 mm, natomiast metalowych 200x20x0,5 mm.

Próbki poddano statycznemu rozciąganiu na stanowisku wyposażonym w komorę klimatyczną zgodnie z normą ASTM D 3039/D 3039M-00. Badania przeprowadzono na stanowisku do badań wytrzymałości materiałów składającym się z maszyny wytrzymałościowej MTS 322.31, wyposażonej w głowicę pomiaru siły do 250 kN, model MTS 661.22D-01, wzorcowaną w podzakresie siły 50 kN. Do pomiaru odkształcenia wzdłużnego próbki wykorzystano ekstensometr MTS 634.11F – 21. Sterowanie próbą odbywało się za pomocą kontrolera Flextest 40 z oprogramowaniem sterującym i rejestrującym wyniki MTS MPT.

Próbki mocowano w klinowych uchwytach hydraulicznych. Testy przeprowadzane w temperaturze innej niż temperatura otoczenia (293K) były rozpoczynane z kilkunastominutowym opóźnieniem w celu ustabilizowania temperatury próbki wewnątrz komory. Próba prowadzona była przy sterowaniu przemieszczeniem siłownika maszyny, przy stałej prędkości 2 mm/min aż do momentu zerwania wewnętrznej - kompozytowej warstwy laminatu. Sygnały z pomiaru siły, przemieszczenia siłownika oraz z ekstensometru były rejestrowane z częstotliwością 10 Hz. Na rysunku 20 przedstawiono stanowisko badawcze.

Na podstawie wyników uzyskanych dla 3 próbek w każdej serii pomiarowej wyznaczono średnią wytrzymałość na rozciąganie, moduł sprężystości wzdłużnej oraz odkształcenie przy zerwaniu.



Rys. 20 Stanowisko do badań wytrzymałościowych z komorą temperaturową

2. Wyznaczenie przebiegu wybranych właściwości fizyko-chemicznych w zakresie temperaturowym od 93K do 473K, w oparciu o dynamiczną analizę mechaniczną (DMA).

Dynamiczne właściwości mechaniczne wybranych laminatów metalowo-włóknistych oraz laminatów kompozytowych stanowiących ich warstwy wewnętrzne przeprowadzono z wykorzystaniem urządzenia DMA 8000 firmy Perkin Elmer. Próbkę o wymiarach 22,5x6x wynikowa grubość laminatu mm poddano trójpunktowemu zginaniu z częstotliwością 1 Hz w zakresie temperatury od 93K do 473K. Amplituda odkształceń wynosiła 20  $\mu\text{m}$ . Badania przeprowadzono w Instytucie Lotnictwa w Warszawie. Wyznaczano zmianę



modułu zespolonego oraz współczynnika stratności mechanicznej w funkcji temperatury.

3. Identyfikacja zmian struktury i wytrzymałości połączenia adhezyjnego po długotrwałym wygrzewaniu w temperaturze 423K.

Do sezonowania próbek wykorzystano suszarkę laboratoryjną. Wybrana temperatura sezonowania została dobrana tak, aby była o 5K niższa od deklarowanej przez producenta temperatury zeszklenia żywicy M12. Maksymalny czas sezonowania wynosił: dla próbek z grupy AlG 91 dni oraz dla próbek z grup AlC, TiG i TiC 51 dni. W czasie sezonowania pobierano próbki do badań po 3, 6, 13, 31, 51, 71 i 91 dniach.

Badania wytrzymałości połączeń zakładkowych przeprowadzono na próbkach wykonanych zgodnie z normą ASTM 3165. Wymiary pola zakładki wynosiły 25,4x12.5 mm, a jej grubość 0,5 mm. Długość części chwytowej wynosiła 100 mm. Badania wykonano na maszynie wytrzymałościowej ZWICK Z100/SN 3A, o klasie dokładności 1. Maszyna wyposażona jest w głowice do pomiaru sił o zakresie do 100 kN. Podczas badania rejestrowano przebieg siły w funkcji przemieszczenia trawersy maszyny. Badania przeprowadzono z prędkością 2mm/min. Początkowa odległość między szczękami maszyny wynosiła 100 mm.

4. Analiza wpływu przedstawionych czynników środowiskowych na charakter zniszczenia badanych laminatów.

Analiza zniszczenia przeprowadzona została w oparciu o obserwacje makroskopowe oraz mikrostrukturalne z wykorzystaniem mikroskopów optycznych oraz skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM).

## 7. WYNIKI BADAŃ I ANALIZA

### 7.1. Badania wytrzymałości na rozciąganie

W tabeli 3 zestawiono wartości średnie oraz wartości niepewności pomiarów wyników uzyskanych podczas badań wytrzymałości na rozciąganie przeprowadzonych na materiałach stanowiących komponenty rozpatrywanych laminatów FML. Do badań wykorzystano kompozyty szklano- i węglowo-epoksydowe w układzie [0] oraz blachy ze stopu aluminium 2024 T3 i tytanu Grade 2.

Zaobserwowano zmiany wartości rozpatrywanych parametrów wytrzymałościowych w funkcji temperatury. Zarówno kompozyt szklano-epoksydowy jak i węglowo-epoksydowy wykazują się spadkiem wytrzymałości na rozciąganie wraz z obniżaniem temperatury o odpowiednio 4 i 8% w stosunku do temperatury referencyjnej (293K). Wyniki pomiarów wytrzymałości w temperaturze 358K wskazują na nieznaczny wzrost wytrzymałości laminatu węglowo-epoksydowego oraz niewielki spadek wytrzymałości laminatu szklano-epoksydowego względem temperatury 293K. Spadek wytrzymałości na rozciąganie w obniżonych temperaturach może być spowodowany przez szereg czynników takich jak: zwiększenie kruchości osnowy, wzrost naprężeń własnych w przestrzeni laminatu na skutek różnic współczynników rozszerzalności cieplnej włókien oraz osnowy.

Wyniki badań dla laminatu szklano-epoksydowego korespondują z rezultatami przedstawionymi w pracy [41], natomiast wyniki uzyskane dla laminatu węglowo-epoksydowego wykazują przeciwną tendencję. Rezultaty przedstawione w pracy [60] również wskazują na spadek wytrzymałości na rozciąganie tego typu kompozytów wraz ze spadkiem temperatury.

Wyniki uzyskane dla blach metalowych wskazują na zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie wraz ze spadkiem temperatury zarówno blach ze stopu aluminium, jak również blach tytanowych odpowiednio o 22 oraz 15%. Najniższe wartości wytrzymałości na rozciąganie badanych próbek metalowych uzyskano w temperaturze 358K.

Tabela 3. Wyniki badań statycznej wytrzymałości na rozciąganie komponentów laminatów FML

		Temperatura [K]											
Rodzaj materiału	Układ	193			223			293			358		
		E [GPa]	$\epsilon$ %	Rm [MPa]	E [GPa]	$\epsilon$ %	Rm [MPa]	E [GPa]	$\epsilon$ [%]	Rm [MPa]	E [GPa]	$\epsilon$ [%]	Rm [MPa]
GFRP	0	52,97( $\pm$ 4,85)	3,87( $\pm$ 0,32)	1479,65( $\pm$ 21,07)	48,14( $\pm$ 4,17)	4,25( $\pm$ 0,31)	1498,22( $\pm$ 19,66)	46,43( $\pm$ 3,53)	4,63( $\pm$ 0,29)	1534,08( $\pm$ 15,48)	44,18(3,94 $\pm$ )	4,81( $\pm$ 0,33)	1528,69( $\pm$ 17,42)
CFRP	0	144,87( $\pm$ 6,91)	1,42( $\pm$ 0,28)	1959,6( $\pm$ 33,11)	141,63( $\pm$ 5,89)	1,58( $\pm$ 0,36)	2174,12( $\pm$ 26,51)	136,71( $\pm$ 5,92)	1,65( $\pm$ 0,16)	2344,69( $\pm$ 39,73)	133,77( $\pm$ 6,05)	1,72( $\pm$ 0,29)	2382,28( $\pm$ 42,87)
2024 T3	xxx	65,64( $\pm$ 5,16)	12,69( $\pm$ 1,64)	507,06( $\pm$ 24,58)	63,02( $\pm$ 6,18)	13,26( $\pm$ 01,97)	485,86( $\pm$ 21,97)	62,55( $\pm$ 3,41)	14,97( $\pm$ 0,74)	472,24( $\pm$ 14,52)	57,57( $\pm$ 4,41)	16,26( $\pm$ 0,88)	464,72( $\pm$ 17,34)
Ti Grade 2	xxx	124,16( $\pm$ 6,62)	17,43( $\pm$ 1,92)	576,64( $\pm$ 26,13)	111,96( $\pm$ 6,34)	19,23( $\pm$ 1,89)	527,71( $\pm$ 23,34)	108,72( $\pm$ 4,52)	19,64( $\pm$ 0,82)	502,04( $\pm$ 17,67)	105,02( $\pm$ 4,79)	20,98( $\pm$ 1,16)	493,85( $\pm$ 19,25)

Wartości modułu sprężystości wzdłużnej oraz wartości wydłużenia przy zerwaniu również wykazują zależność względem temperatury. Dla wszystkich badanych próbek odnotowano spadek wartości wydłużenia oraz wzrost modułu Younga wraz ze spadkiem temperatury.

W tabeli 4 przedstawiono zestawienie konfiguracji próbek z laminatów metalowo-włóknistych, które poddano badaniom statycznej wytrzymałości na rozciąganie. Próbki zostały skonfigurowane w taki sposób, aby umożliwić porównanie wyznaczonych właściwości wytrzymałościowych uzyskanych w różnych temperaturach. Dodatkowo dla układu z orientacją warstw kompozytowych w kierunku [0] zestawiono typy próbek o różnej wartości współczynnika MVF. Dla laminatów zbudowanych w oparciu o blachy tytanowe wyznaczono parametry wytrzymałościowe dla układów o orientacji warstw kompozytowych w kierunku [0] oraz [0,90].

Tabela 4. Konfiguracja laminatów FML wykorzystanych do badań

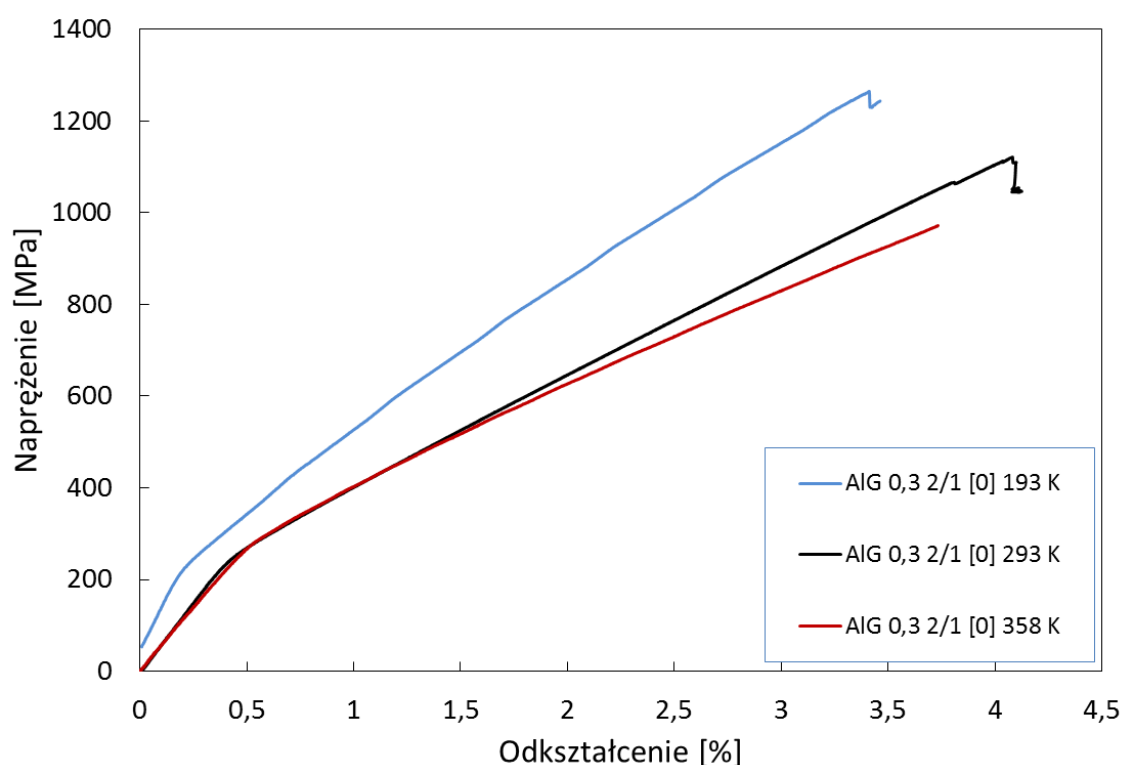
Oznaczenie laminatu	Układ warstw [metal/kompozyt]	Rodzaj stopu	Gr. blachy [mm]	Liczba warstw metalu	Rodzaj preimpregnatu	Układ włókien - kompozyt	Grubość warstwy preimpregnatu	Liczba warstw preimpregnatu	Sposób przyg. powierz.	MVF [%]
AIG 2/1 0,3 [0]	[2/1]	2024 T3	0,3	2	TVR	[0]	0,255	2	(Cr+P)	0,54
AIG 3/2 0,3 [0]	[3/2]	2024 T3	0,3	3	TVR	[0]	0,255	4	(Cr+P)	0,47
AIG 2/1 0,5 [0]	[2/1]	2024 T3	0,5	2	TVR	[0]	0,255	2	(Cr+P)	0,66
AIG 2/1 0,5 [0,90]	[2/1]	2024 T3	0,5	2	TVR	[0/90]	0,255	2	(Cr+P)	0,66
AIG 2/1 0,5 [±45]	[2/1]	2024 T3	0,5	2	TVR	[±45]	0,255	2	(Cr+P)	0,66
AIC 2/1 0,3 [0]	[2/1]	2024 T3	0,3	2	M21	[0]	0,131	4	(Cr+P)	0,53
AIC 3/2 0,3 [0]	[3/2]	2024 T3	0,3	3	M21	[0]	0,131	8	(Cr+P)	0,46
AIC 2/1 0,5 [0]	[2/1]	2024 T3	0,5	2	M21	[0]	0,131	4	(Cr+P)	0,66
AIC 2/1 0,5 [0,90]	[2/1]	2024 T3	0,5	2	M21	[0/90]	0,131	4	(Cr+P)	0,66
AIC 2/1 0,5 [±45]	[2/1]	2024 T3	0,5	2	M21	[±45]	0,131	4	(Cr+P)	0,66
TIG 2/1 0,5 [0]	[2/1]	Ti Grade 2	0,5	2	TVR	[0]	0,255	2	(FF+P)	0,66
TIG 2/1 0,5 [0,90]	[2/1]	Ti Grade 2	0,5	2	TVR	[0/90]	0,255	2	(FF+P)	0,66
TiC 2/1 0,5 [0]	[2/1]	Ti Grade 2	0,5	2	M12	[0]	0,131	4	(FF+P)	0,66
TiC 2/1 0,5 [0,90]	[2/1]	Ti Grade 2	0,5	2	M12	[0/90]	0,131	4	(FF+P)	0,66

W tabeli 5 przedstawiono zestawienie wartości średnich oraz wartości niepewności pomiarowych uzyskanych w badaniach wytrzymałości na rozciąganie wybranych laminatów FML. W badaniu wyznaczono wytrzymałość na rozciąganie, moduł Younga - E oraz wydłużenie przy zerwaniu –  $\epsilon$  w temperaturach 153, 223, 293 oraz 358K.

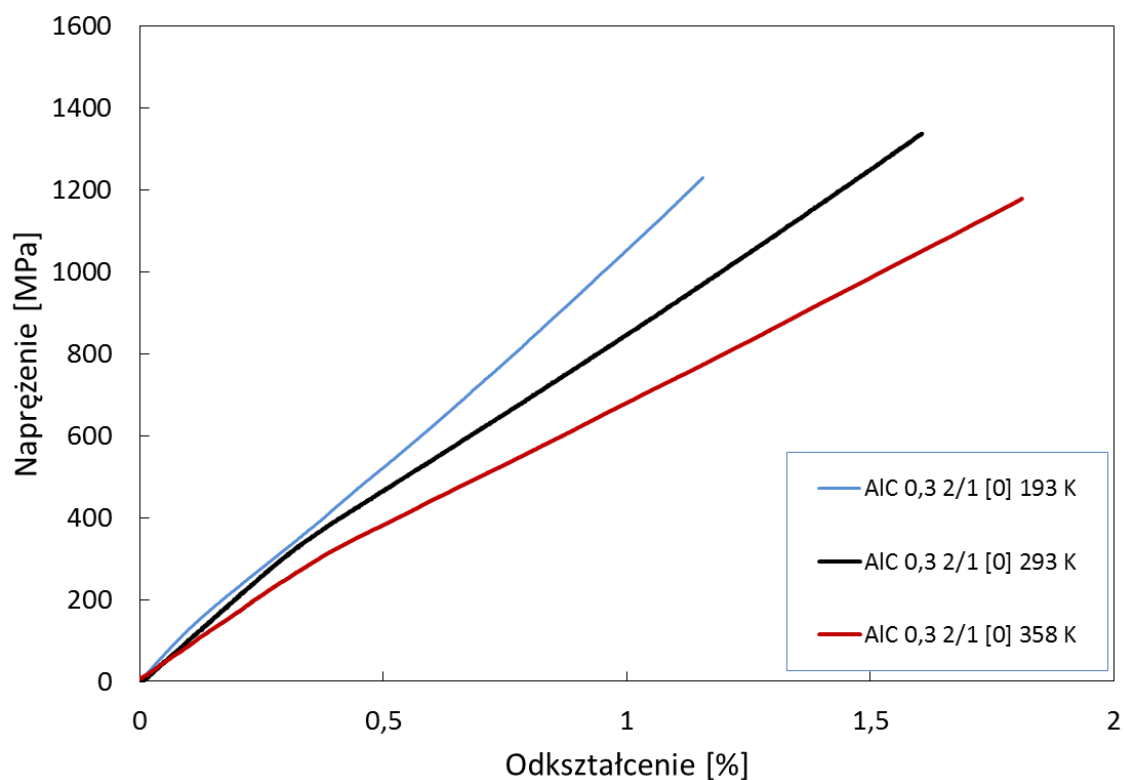
Tabela 5. Wyniki badań statycznej wytrzymałości na rozciąganie laminatów FML

Oznaczenie laminatu	Temperatura [K]											
	193			223			293			358		
	E [GPa]	ε %	Rm [MPa]	E [GPa]	ε %	Rm [MPa]	E [GPa]	ε [%]	Rm [MPa]	E [GPa]	ε [%]	Rm [MPa]
<b>AIG 2/1 0,3 [0]</b>	64,71 (±4,22)	3,39 (±0,43)	1257,66 (22,05±)	60,6 (±3,87)	3,66 (±0,21)	1142 (±17,29)	60,06 (±1,33)	3,82 (±0,21)	1080,98 (±12,52)	58,21 (±1,97)	3,36 (±0,19)	987,67 (±17,64)
<b>AIG 3/2 0,3 [0]</b>	63,15 (±3,85)	2,74 (±0,57)	1279 (±18,91)	59,1 (±4,03)	3,72 (±0,19)	1188 (±11,84)	60,6 (±0,82)	3,77 (±0,14)	1137,56 (±19,35)	57,81 (±2,12)	3,44 (±0,13)	1021,5 (±23,16)
<b>AIG 2/1 0,5 [0]</b>	67,5 (±2,65)	3,93 (±0,69)	1103,88 (±25,68)	61,17 (±2,21)	3,96 (±0,23)	937 (±24,16)	62,87 (±1,97)	4,27 (±0,19)	918,8 (±9,71)	58,62 (±2,52)	4,12 (±0,22)	890,72 (±22,51)
<b>AIG 2/1 0,5 [0,90]</b>	60,05 (±4,03)	3,64 (±0,39)	700,51 (±10,14)	58,47 (±3,17)	3,83 (±0,16)	650,45 (±13,80)	58,7 (±2,15)	3,76 (±0,21)	603,9 (±15,66)	58,03 (±1,66)	4,08 (±0,29)	639,8 (±18,28)
<b>AIG 2/1 0,5 [±45]</b>	44,35 (±13,47)	5,15 (±0,84)	394 (±34,87)	52,28 (±6,98)	5,67 (±0,24)	385 (±28,91)	52,26 (±0,61)	6,78 (±0,28)	365,62 (±21,13)	53,19 (±1,87)	6,73 (±0,38)	359,39 (±24,56)
<b>AIC 2/1 0,3 [0]</b>	101,54 (±4,96)	1,12 (±0,61)	1241,36 (±14,45)	109,96 (±4,53)	1,54 (±0,79)	1232 (±34,17)	100,55 (±2,83)	1,63 (±0,40)	1294,8 (±16,89)	99,9 (±4,19)	1,91 (±0,28)	1198 (±15,20)
<b>AIC 3/2 0,3 [0]</b>	115,51 (±3,79)	1,11 (±0,48)	1324,12 (±17,43)	108,74 (±3,58)	1,5 (±0,88)	1177 (±51,22)	104,78 (±2,23)	1,54 (±0,32)	1375,91 (±13,42)	102,06 (±3,90)	1,87 (±0,22)	1273,85 (±26,91)
<b>AIC 2/1 0,5 [0]</b>	99,88 (±4,35)	0,86 (±0,53)	849,44 (±28,32)	95,82 (±3,99)	1,69 (±0,34)	905,71 (±28,34)	91,38 (±3,61)	1,73 (±0,17)	1071,01 (±20,30)	88,38 (±2,62)	1,92 (±0,47)	960,49 (±24,58)
<b>AIC 2/1 0,5 [0,90]</b>	105,22 (±1,18)	0,96 (±0,72)	522,01 (±19,98)	76,4 (±2,41)	1,11 (±0,24)	553,92 (±16,43)	107,33 (±4,47)	1,07 (±0,15)	618,93 (±13,27)	101,3 (±3,84)	1,32 (±0,24)	487,58 (±20,37)
<b>AIC 2/1 0,5 [±45]</b>	53,26 (±3,33)	3,64 (±0,67)	315,29 (±24,48)	b.d	b.d	b.d	52,99 (±3,95)	3,49 (±0,31)	327,01 (±19,93)	47,19 (±4,06)	3,89 (±0,34)	341,78 (±22,48)
<b>TiG 2/1 0,5 [0]</b>	98,3 (±4,02)	5,59 (±0,62)	1049,54 (±27,22)	xxx	xxx	xxx	95,07 (±3,92)	6,16 (±0,45)	920,56 (±18,15)	95,44 (±3,35)	6,61 (±0,62)	716,32 (±21,09)
<b>TiG 2/1 0,5 [0,90]</b>	85,97 (±1,95)	6,73 (±0,81)	646,02 (±23,84)	xxx	xxx	xxx	83 (±2,44)	7,12 (±0,57)	601,77 (±13,49)	81,56 (±5,01)	7,38 (±0,49)	471,87 (±19,85)
<b>TiC 2/1 0,5 [0]</b>	126,07 (±3,42)	3,65 (±0,78)	1049,34 (±30,20)	xxx	xxx	xxx	123,63 (±4,34)	3,81 (±0,31)	1115,4 (±17,64)	122,91 (±4,28)	3,92 (±0,56)	1159,09 (±23,52)
<b>TiC 2/1 0,5 [0,90]</b>	111,88 (±6,73)	3,17 (±0,91)	686,29 (±24,54)	xxx	xxx	xxx	109,3 (±2,98)	3,25 (±0,77)	665,12 (±19,15)	105,48 (±4,16)	3,69 (±0,62)	672,52 (±22,83)

Wyniki uzyskane w próbie statycznego rozciągania wskazują na występowanie zależności wartości poszczególnych parametrów wytrzymałościowych komponentów oraz układu laminatów względem temperatury badania. W celu usystematyzowania obserwowanych zależności będą one omawiane w oparciu o wykresy znajdujące się poniżej (rys. 21 – 30). Na rysunku 21 przedstawiono krzywe naprężenie-odkształcenie dla reprezentatywnych próbek laminatów AIG 2/1 0,3 [0] zarejestrowane podczas prób statycznych w temperaturach 153, 293 oraz 358K. Konsekwentnie na rysunku 22 przedstawiono krzywe dla laminatu AIC 2/1 0,3 [0].



Rys. 21. Krzywe naprężenie-odkształcenie dla reprezentatywnych próbek laminatów AIG 2/1 0,3 [0]



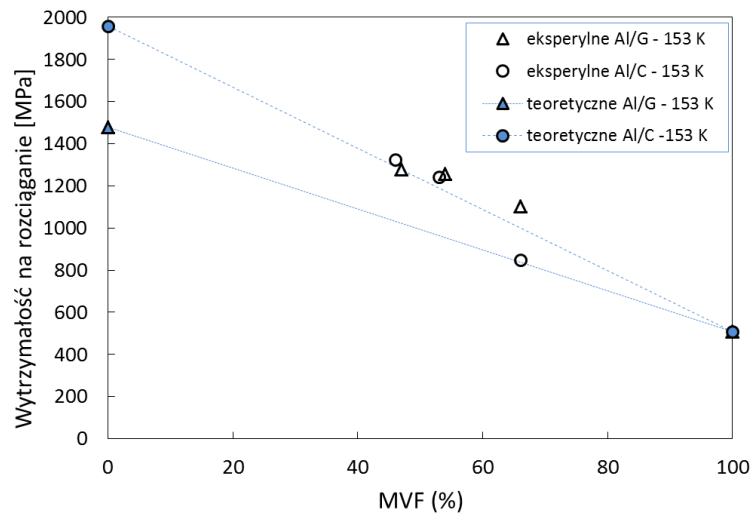
Rys. 22. Krzywe naprężenie-odkształcenie dla reprezentatywnych próbek laminatów AIC 2/1 0,3 [0]

Laminaty z grupy AIG charakteryzują się niższymi wartościami wytrzymałości na rozciąganie niż laminaty z grupy AIC, jest to związane z różnicami we właściwościach warstw kompozytowych.

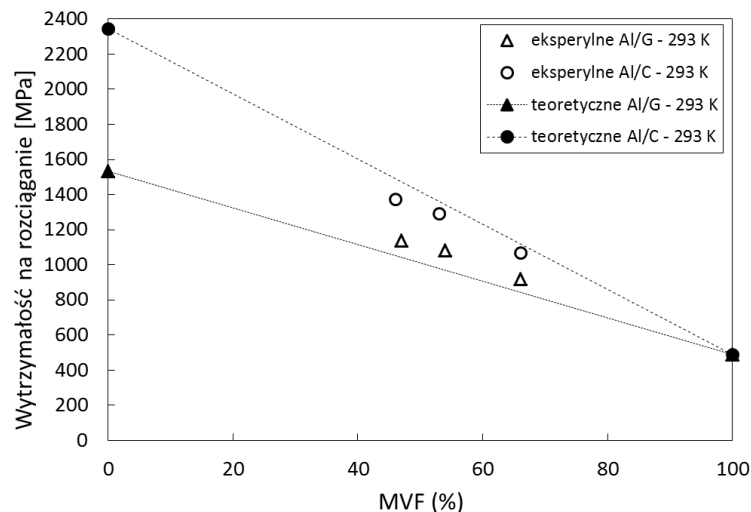
Wszystkie przedstawione krzywe mają charakter bi-linearny. W pierwszej fazie występuje liniowo-sprężysta odpowiedź laminatu, natomiast umowna granica plastyczności oddziela drugą część krzywej. Druga zbliżona do prostoliniowej część krzywej reprezentuje obszar, gdzie na skutek plastyczności warstw metalowych prawie cała sztywność jest zapewniana przez warstwę kompozytową. Podział krzywych jest wyraźnie zarysowany dla laminatów typu AIG. Laminaty wzmocnione w warstwie kompozytowej włóknami węglowymi charakteryzują się większą sztywnością od laminatów wzmocnianych włóknem szklanym a udział sztywności warstw kompozytowych w stosunku do całkowitej sztywności laminatu FML jest w tym przypadku decydujący, co znajduje odzwierciedlenie w nieznacznym przegięciu krzywej dla laminatów z grupy AIC.

Parametry poszczególnych krzywych zmieniają się w zależności od temperatury badania. Krzywe zarejestrowane w temperaturze 153K charakteryzują

się największym nachyleniem oraz najmniejszą wartością wydłużenia przy zerwaniu. W przypadku laminatów wzmacnianych warstwami kompozytu węglowo-epoksydowego zaobserwowano zmniejszenie różnic w nachyleniu poszczególnych części krzywych na wykresach naprężenie/odkształcenie. Na rysunkach 23-25 przedstawiono teoretyczne wartości graniczne oraz przebieg prostych dla zakresu możliwych wartości współczynnika MVF w zestawieniu z wynikami eksperymentalnymi, które uzyskano w przy różnych wartościach temperatury dla poszczególnych typów laminatów.

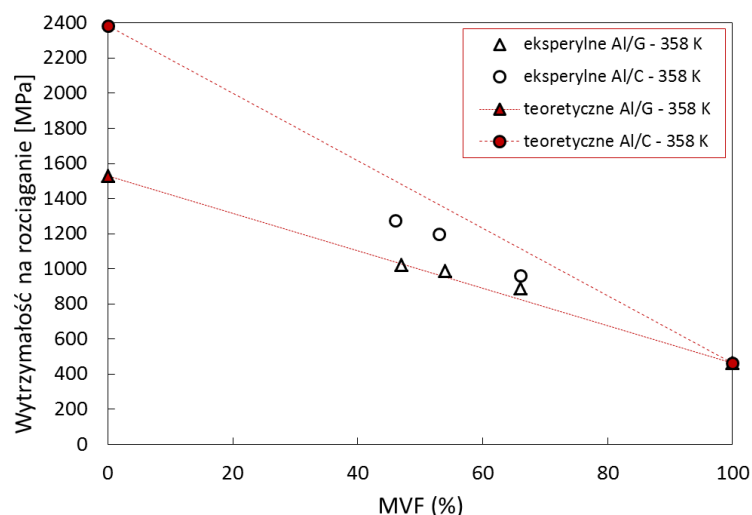


Rys. 23. Wytrzymałość na rozciąganie w funkcji współczynnika MVF, wyniki badań oraz wartości teoretyczne – temperatura 153K



Rys. 24. Wytrzymałość na rozciąganie w funkcji współczynnika MVF, wyniki badań oraz wartości teoretyczne – temperatura 293K

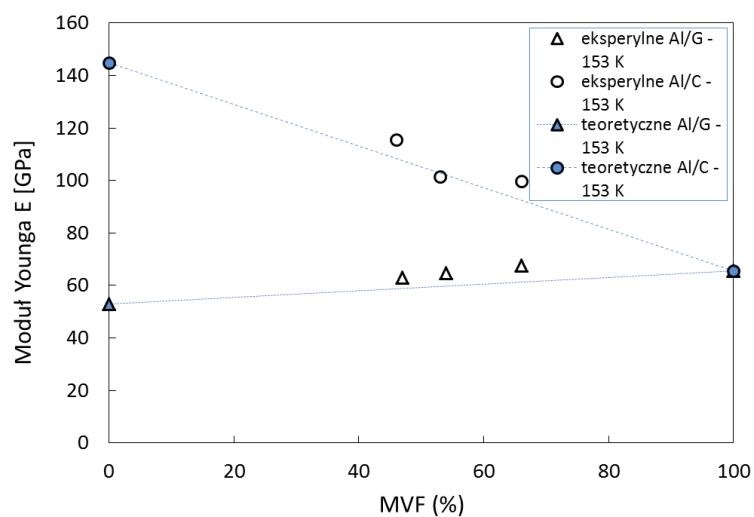




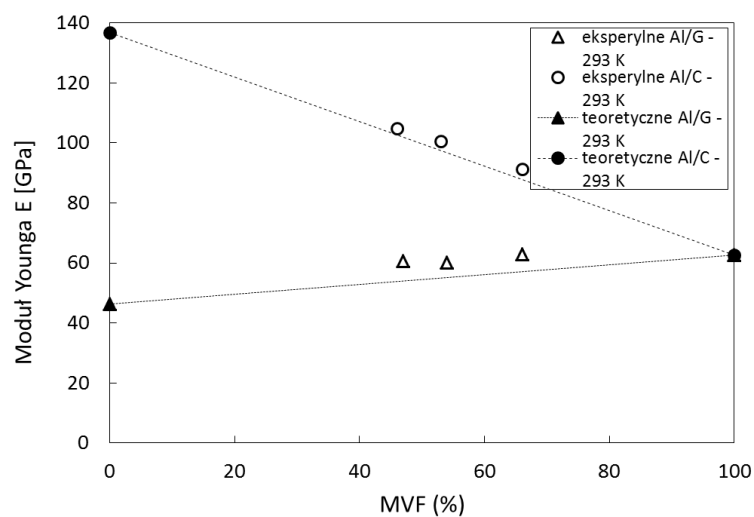
Rys. 25. Wytrzymałość na rozciąganie w funkcji współczynnika MVF, wyniki badań oraz wartości teoretyczne – temperatura 358K

Wyniki próby statycznego rozciągania wskazują, że zarówno wytrzymałość laminatów AlG jak i AlC mierzona w poszczególnych temperaturach koresponduje z teoretycznym przebiegiem zależności pomiędzy wytrzymałością laminatów a współczynnikiem MVF. Przebiegi te zostały wyznaczone poprzez połączenie prostą wartości wytrzymałości uzyskanych dla komponentów laminatów w odpowiednich temperaturach. Największą zbieżność rozpatrywanych wartości teoretycznych i doświadczalnych uzyskano w temperaturze 293K i 358K, natomiast najmniejszą w temperaturze 153K. Prawdopodobnie jest to związane z odmiennym zachowaniem warstwy kompozytowej będącej w zespoleniu z przylegającymi po obydwu jej stronach blachami. Powiększający się poziom naprężeń własnych wraz ze spadkiem temperatury powoduje dodatkowe skomplikowanie stanu mechanicznego laminatu, co w konsekwencji prowadzi do zwiększenia uzyskanych wartości niepewności pomiarów.

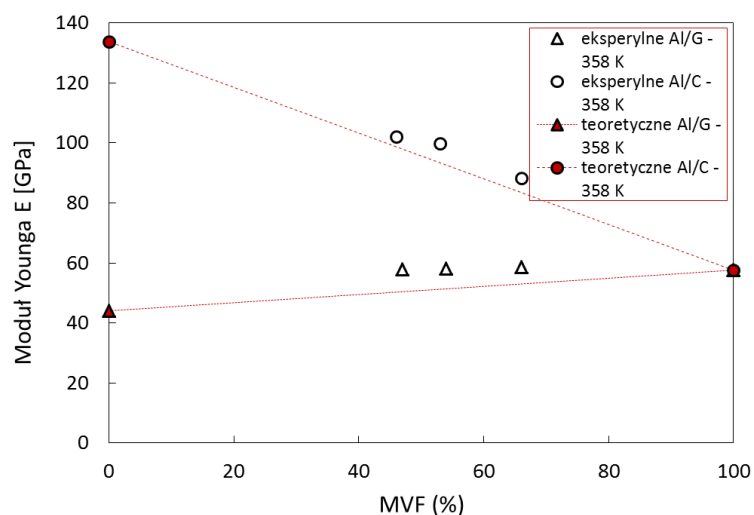
Wyznaczone wartości modułu Younga również wskazują na korelację pomiędzy współczynnikiem MVF a sztywnością badanych laminatów. Wartości uzyskane dla badanych laminatów FML w poszczególnych temperaturach są zbliżone do tych, które obliczono z zależności (3), (rys. 26-28). Wskazuje to na możliwość zastosowania współczynnika MVF do prognozowania modułu Younga laminatów FML w różnych temperaturach.



Rys. 26. Moduł Younga w funkcji współczynnika MVF, wyniki badań oraz wartości teoretyczne – temperatura 153K

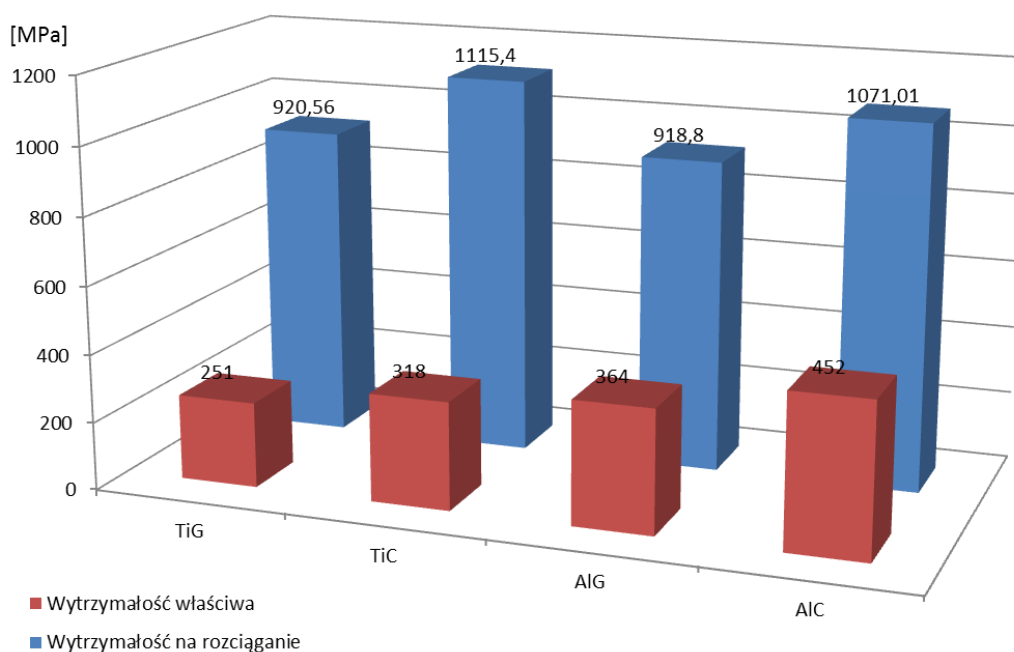


Rys. 27. Moduł Younga w funkcji współczynnika MVF, wyniki badań oraz wartości teoretyczne – temperatura 293K



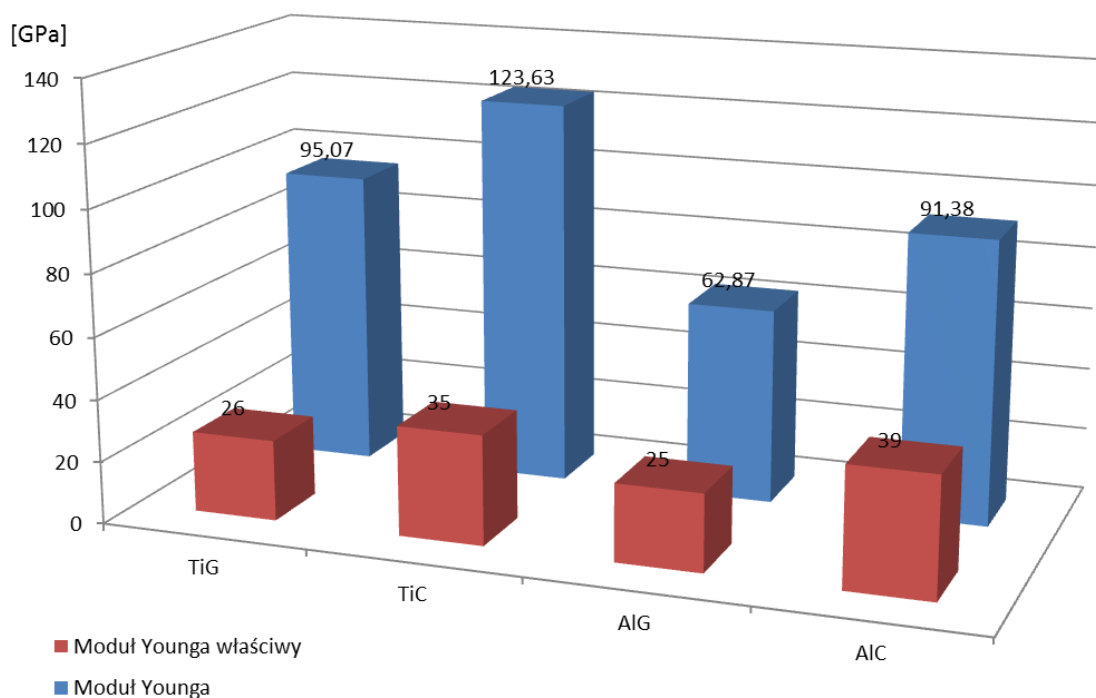
Rys. 28. Moduł Younga w funkcji współczynnika MVF, wyniki badań oraz wartości teoretyczne – temperatura 358K

Na rysunkach 29 oraz 30 przedstawiono wartości wytrzymałości na rozciąganie oraz sztywności w porównaniu do wartości właściwych tych parametrów uzyskane w temperaturze 293K. Zestawiono laminaty zbudowane z różnych komponentów w układzie 2/1 [0] posiadających wartość współczynnika MVF na poziomie 0,66 ( blacha 0,5 mm).



Rys. 29. Wytrzymałość na rozciąganie oraz wytrzymałość właściwa dla laminatów w układzie 2/1 [0]

Najwyższy poziom wytrzymałości na rozciąganie uzyskano dla laminatów typu TiC, natomiast najniższy dla AIG. Wytrzymałość na rozciąganie laminatów AIC oraz TiC jest zbliżona. Wartości wytrzymałości właściwej są większe dla laminatów zbudowanych w oparciu o blachy ze stopu aluminium ze względu na ich mniejszą gęstość, która nie jest kompensowana przez niewiele wyższą wytrzymałość tytanu Grade 2 względem stopu 2024 T3.



Rys. 30. Moduł Younga oraz moduł właściwy dla laminatów w układzie 2/1 [0]

Wartość modułu Younga uzyskana dla laminatów zbudowanych w oparciu o blachy tytanowe jest większa od wartości uzyskanych przez laminaty zbudowane w oparciu o blachy ze stopu aluminium, w szczególności rozpatrując podział na rodzaj zbrojenia kompozytowego. Wartości modułu Younga w odniesieniu do gęstości są najwyższe dla laminatów wzmocnianych kompozytem węglowo-epoksydowym, natomiast najniższe dla laminatów wzmocnianych kompozytem szklano-epoksydowym.

Porównując rezultaty prób wytrzymałościowych uzyskane dla laminatów o różnym ukierunkowaniu włókien zbrojących w warstwach kompozytowych (tabela 5) zaobserwowano, że laminaty wzmocniane jednokierunkowo w układzie [0] posiadają największą wytrzymałość na rozciąganie natomiast wytrzymałość

najniższą otrzymano dla próbek wzmacnianych w układzie  $[\pm 45]$ . Wyniki pośrednie uzyskano dla laminatów wzmacnianych w układzie  $[0,90]$ . Otrzymane rezultaty korespondują z wynikami wytrzymałości poszczególnych komponentów laminatów FML. Badania prowadzone w temperaturze 153, 223, oraz 358K wykazały zmiany wyznaczanych parametrów wytrzymałościowych w zależności od temperatury dla wszystkich badanych typów laminatów. Głównymi zaobserwowanymi tendencjami są: zwiększenie sztywności oraz zmniejszenie wydłużenia przy zerwaniu wraz ze spadkiem temperatury, spadek wytrzymałości na rozciąganie laminatów wzmacnianych kompozytem węglowo-epoksydowym oraz wzrost wytrzymałości laminatów wzmacnianych kompozytem szklano-epoksydowym.

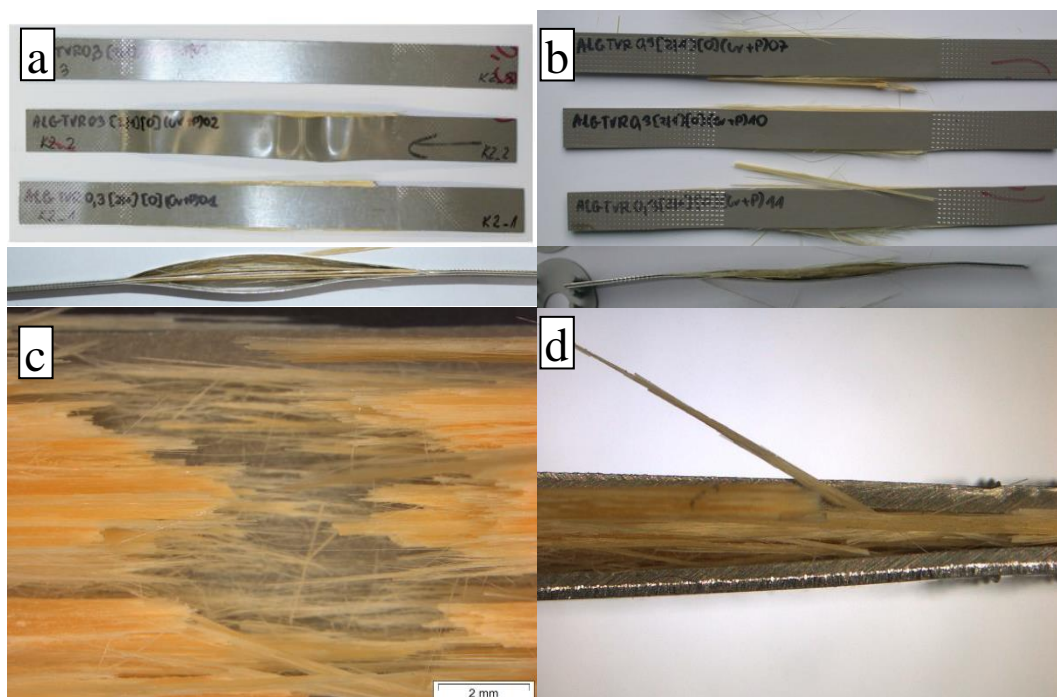
Porównanie wyników uzyskanych w danej temperaturze dla poszczególnych rodzajów próbek wskazuje, że wyniki uzyskiwane przez laminaty FML są wartościami wypadkowymi dla właściwości kompozytu i metalu z niewielkim wpływem czynnika zewnętrznego w postaci temperatury.

Ocenie charakteru zniszczenia poddano próbki po wykonaniu badań wytrzymałości na rozciąganie. Obserwacje wstępne wykazały, że najbardziej istotne różnice w morfologii zniszczenia w stosunku do próbek referencyjnych, badanych w temperaturze 293K, wykazują próbki po badaniu w temperaturze 153K. Poniżej zestawiono w kolumnach zdjęcia makro i mikrostrukturalne próbek z podziałem na rodzaj i układ kompozytowych warstw zbrojących (rys. 31-42).

## AIG 2/1 [0]

293K (referencyjne)

153K

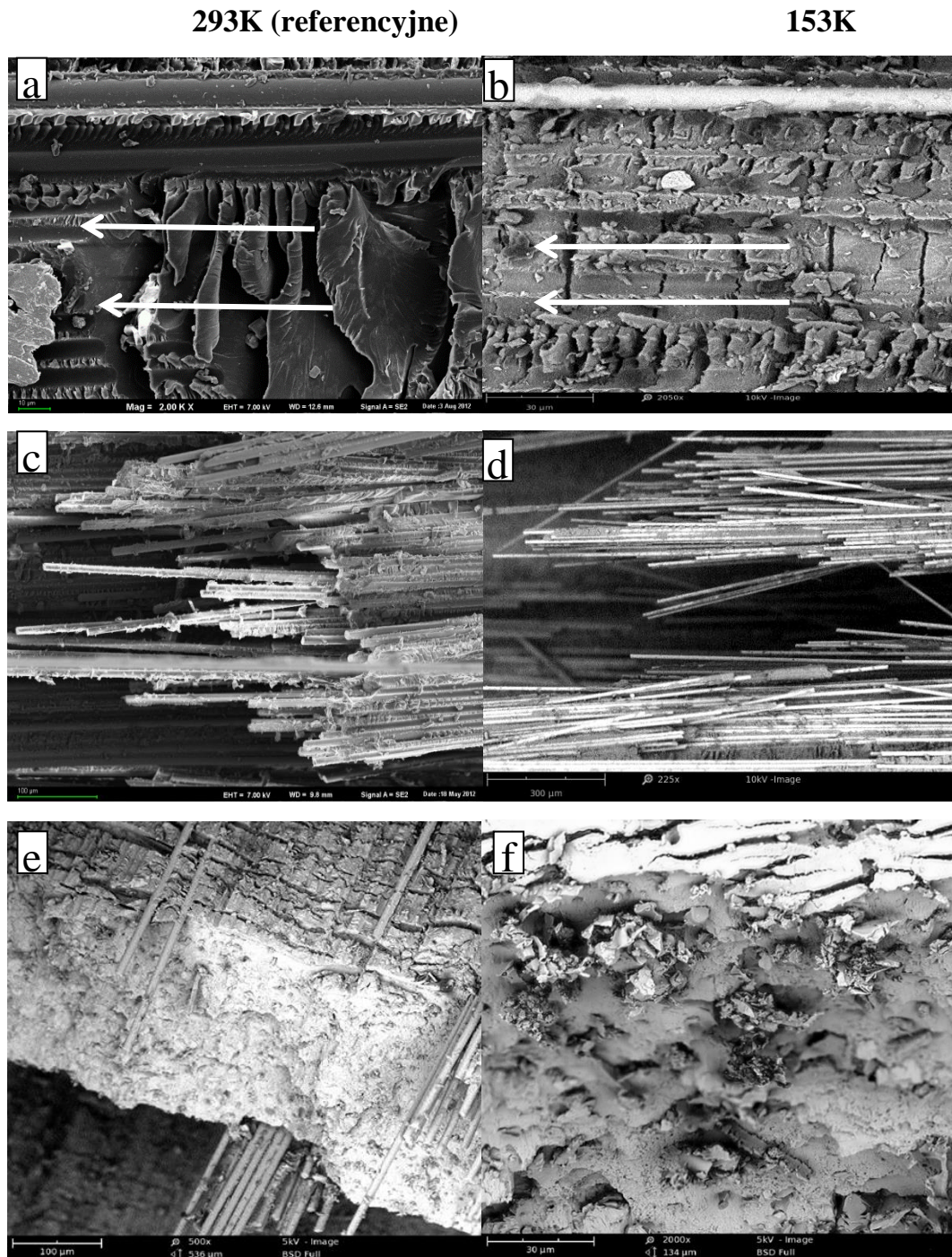


Rys. 31. Próbkki po badaniu wytrzymałości na rozciąganie a-b, obszar koncentracji zniszczenia c-d

Obserwacje makroskopowe wykazały, że zniszczone próbki wzmacniane kompozytem szklano-epoksydowym w kierunku [0] charakteryzują się występowaniem licznych przełomów oraz dekompozycją wewnętrzną warstwy kompozytowej. W obu przypadkach (rys. 31 a, c i b, d) warstwa kompozytowa została podzielona przez liczne przełomy powstałe poprzecznie oraz równoległe do kierunku ułożenia włókien. Znaczna część przełomów poprzecznych znajduje się w obszarach na końcach odcinka pomiarowego próbek. Zaobserwowano liczne luźno związane pakiety włókien oraz pozostałości materiału kompozytowego na wewnętrznych stronach blach metalowych. Ocena makroskopowa wykazała istotne różnice w charakterze zniszczenia próbek badanych w temperaturze 293 oraz 153K. W zniszczonych obszarach próbek badanych w temperaturze 153K zaobserwowano znaczne zmniejszenie udziału widocznych odkształceń plastycznych w przestrzeni warstw metalowych oraz większą tendencję do powstawania przełomów zarówno w warstwie kompozytowej jak i metalowej. Pozostałe po rozpadzie warstwy

kompozytowej pakiety włókien wzmacniających są bardziej rozdrobnione i liczniejsze.

Na rysunku 32 przedstawiono mikrofotografie SEM powierzchni przelomów badanego laminatu.



Rys. 32. Morfologia obszarów koncentracji zniszczenia próbek w układzie AIG 2/1 [0] – mikrofotografia SEM

Obserwacje wykonane z wykorzystaniem mikroskopu skaningowego przedstawiają najistotniejsze formy morfologiczne powstałe w wyniku działania sił niszczących. Obserwacji poddano: obszary połączeń włókno-osnowa (rys. 32 a-b), fragmenty przerwanych włókien szklanych (rys. 32 c-d), obszary przełomów warstw metalowych(rys. 32 e-f).

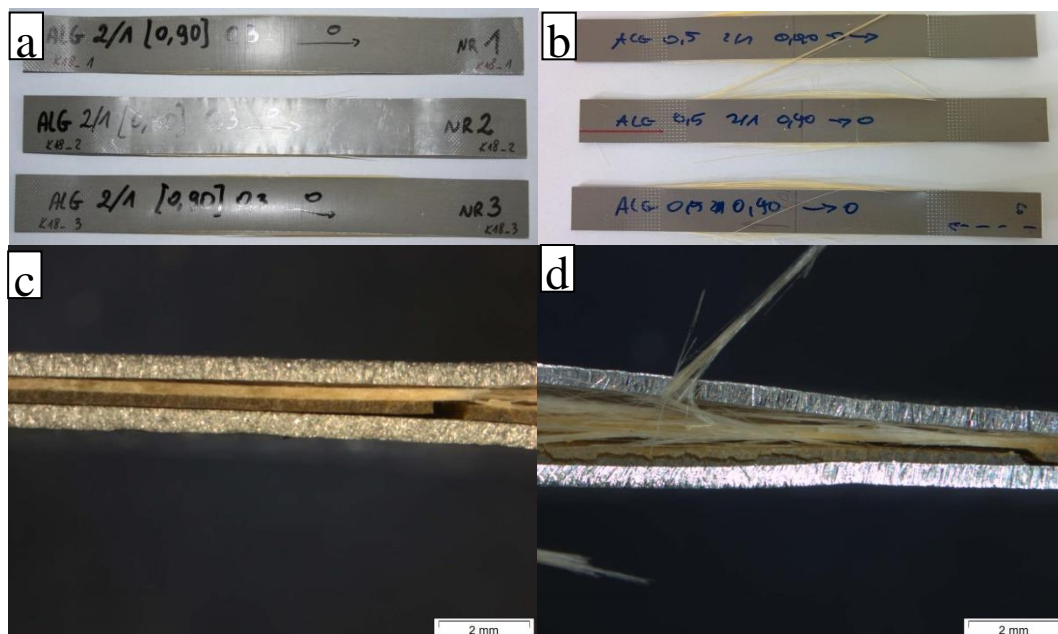
Obserwacje wykazały występowanie licznych, ułożonych równolegle i odkształconych plastycznie płatków osnowy, przy czym płatki obserwowane po badaniu w temperaturze 153K są mniejsze a stopień ich odkształcenia niższy. Świadczy to o wzroście kruchości żywicy i zmniejszeniu zdolności do odkształceń plastycznych. W obu przypadkach sposób ułożenia śladów odkształceń na powierzchni przełomu wskazuje na kierunek działania siły oraz frontu propagacji pęknięć. Obserwacja odcisków włókien w miejscach, gdzie włókna zostały oderwane od osnowy wskazuje na dokładne odwzorowanie ich powierzchni. Powierzchnia blach metalowych po stronie wewnętrznej ujawnia pokrycie warstwą żywicy oraz fragmentami włókien zbrojących. Zewnętrzne powierzchnie blach metalowych pokryte są dużą ilością pęknięć ułożonych poprzecznie do kierunku działania siły zrywającej. Są to pęknięcia powierzchniowe wynikające ze znacznej kruchości warstwy anodowej, która ma charakter tlenkowy. Przełomy warstw metalowych (rys. 32 e-f) wykazują charakter plastyczny ciągliwy. Morfologia przełomów w obydwu przypadkach ujawnia, że pękanie następowało w sposób trans-krystaliczny. Obserwowane powierzchnie wykazują znaczne rozwinięcie, wewnątrz licznych kraterów znajdują się odsłonięte fragmenty cząstek fazy międzymetalicznej  $\text{CuAl}_2$  (rys. 32f). Podczas obserwacji powierzchni przełomów warstw metalowych nie zaobserwowano istotnych różnic morfologicznych po badaniach w temperaturze 153K i 293K.



## AIG 2/1 [0,90]

293K (referencyjne)

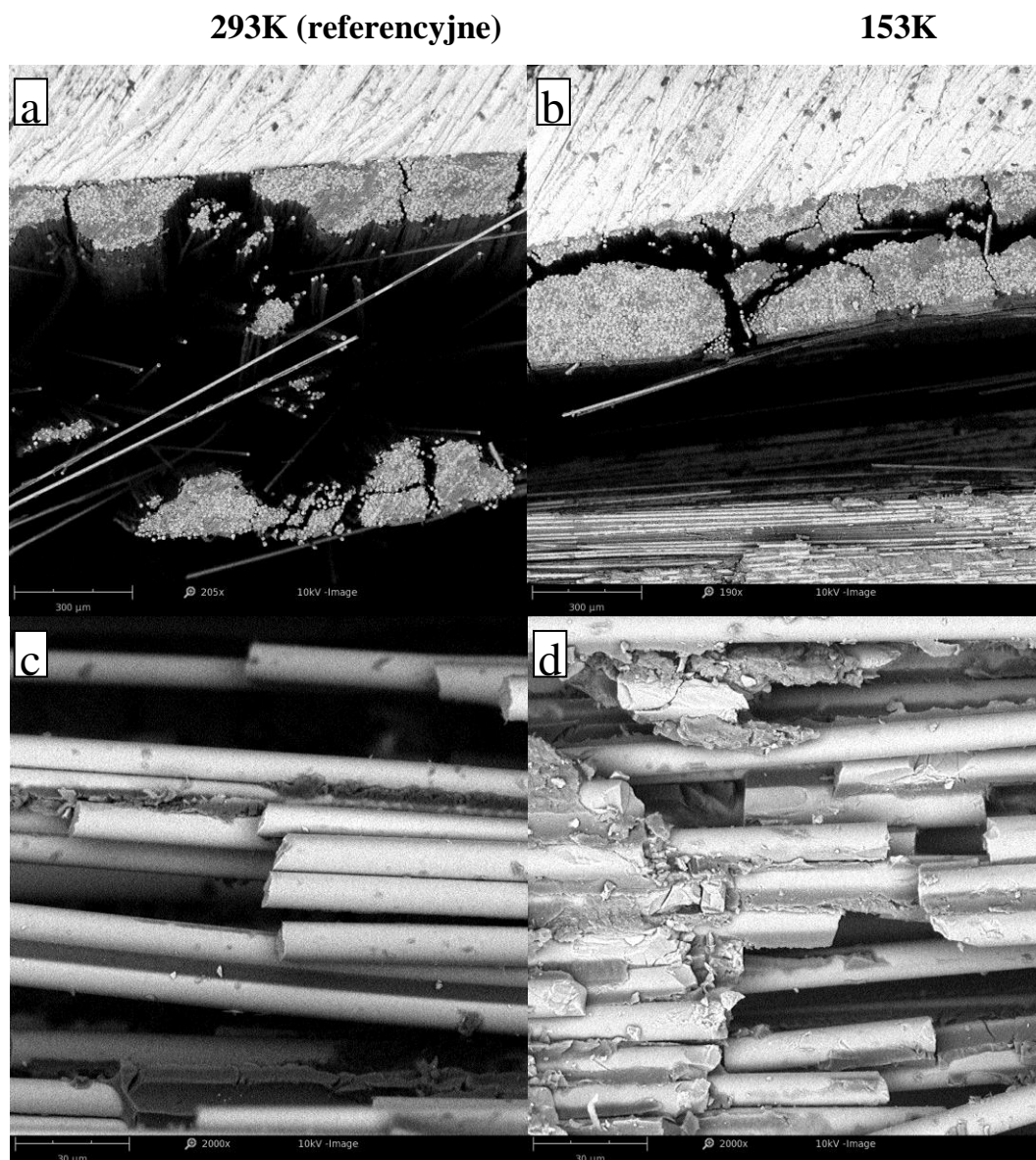
153K



Rys. 33. Próbkę po badaniu wytrzymałości na rozciąganie a-b, obszar koncentracji zniszczenia c-d

Badane laminaty FML z grupy AIG o układzie [0,90] charakteryzujące się prostopadłym ułożeniem włókien zbrojących w warstwie kompozytowej nie wykazują tendencji do powstawania przełomów warstw metalowych podczas próby rozciągania zarówno w temperaturze 153K jak i 293K. Widoczne odkształcenia plastyczne koncentrują się na krawędziach w środkowej części próbek badanych w temperaturze 293K (rys. 33 a-b). Obserwacje powierzchni bocznych próbek ujawniają charakter zniszczenia wewnętrznych warstw kompozytowych. Na rysunku 33 (c i d) widoczne są poszczególne warstwy laminatu. Obserwacje na mikroskopie stereoskopowym wskazują na złożony charakter powstałych form morfologicznych zniszczenia. Próbkę zniszczone w temperaturze 153K wykazywały znaczne rozdrobnienie pakietów włókien warstwy w układzie [0] oraz liczne pęknięcia poprzeczne w obrębie warstwy [90] łączące się pęknięciami biegnącymi w osi próbek. Zaobserwowano rozwarstwienia występujące zarówno na granicy metal-kompozyt jak i na styku poszczególnych warstw kompozytowych. Próbkę zniszczone w temperaturze 293K charakteryzują się koncentracją obszaru zniszczenia w centralnej części próbki. Pęknięcia warstw w układzie [90] są

wyraźniejsze, jednak posiadają mniejszą gęstość. Dezintegracja struktury kompozytu cechuje się mniejszym zasięgiem.



Rys. 34. Morfologia obszarów koncentracji zniszczenia dla próbek w układzie AIG 2/1 [0,90] – mikrofotografia SEM

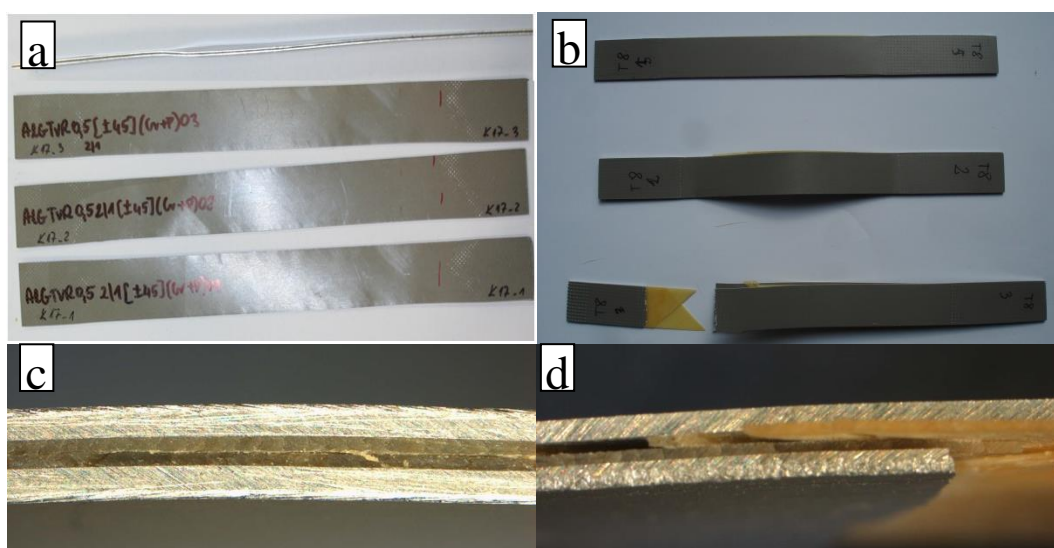
Obserwacja zniszczonych mikroobszarów prowadzona z wykorzystaniem mikroskopu skaningowego wskazuje na liczne podobieństwa w kształcie oraz lokalizacji pęknięć w warstwie kompozytowej o ukierunkowaniu [90] (rys. 34 a-b), przy czym morfologia tego typu występuje na znaczącym obszarze dla próbek badanych w temperaturze 153K oraz tylko w obszarze koncentracji zniszczenia dla próbek badanych w 293K. Jest to prawdopodobnie spowodowane występowaniem różnic w dyssypacji energii uwalnianej w chwili zerwania, co jest

związane bezpośrednio z różną sztywnością laminatów w różnych temperaturach. Obserwacje warstwy kompozytowej o ułożeniu [0] wskazują na występowanie analogicznych cech morfologicznych przełomów jak w przypadku laminatów AIG [0], czyli występowania znacznej ilości odkształconych plastycznie fragmentów żywicy w przypadku próbek referencyjnych oraz drobnych, luźno związanych fragmentów zarówno włókien jak i osnowy (rys. 34 c). Fragmenty te posiadają zaostrome krawędzie oraz liczne ślady występowania pęknięć kruchych. W obu przypadkach przełom poprzeczny przebiegający przez warstwę nie posiada wyraźnie zarysowanej, wspólnej płaszczyzny. Zakończenia poszczególnych włókien znajdują się na różnych wysokościach oraz są one porozdzielane poprzez pęknięcia biegnące wzdłuż osi włókien, głównie na granicy rozdziału włókno-osnowa, tworząc w pobliżu obszaru przełomu poprzecznego formację przypominającą kształt pędzla.

#### AIG 2/1 [ $\pm 45$ ]

**293K (referencyjne)**

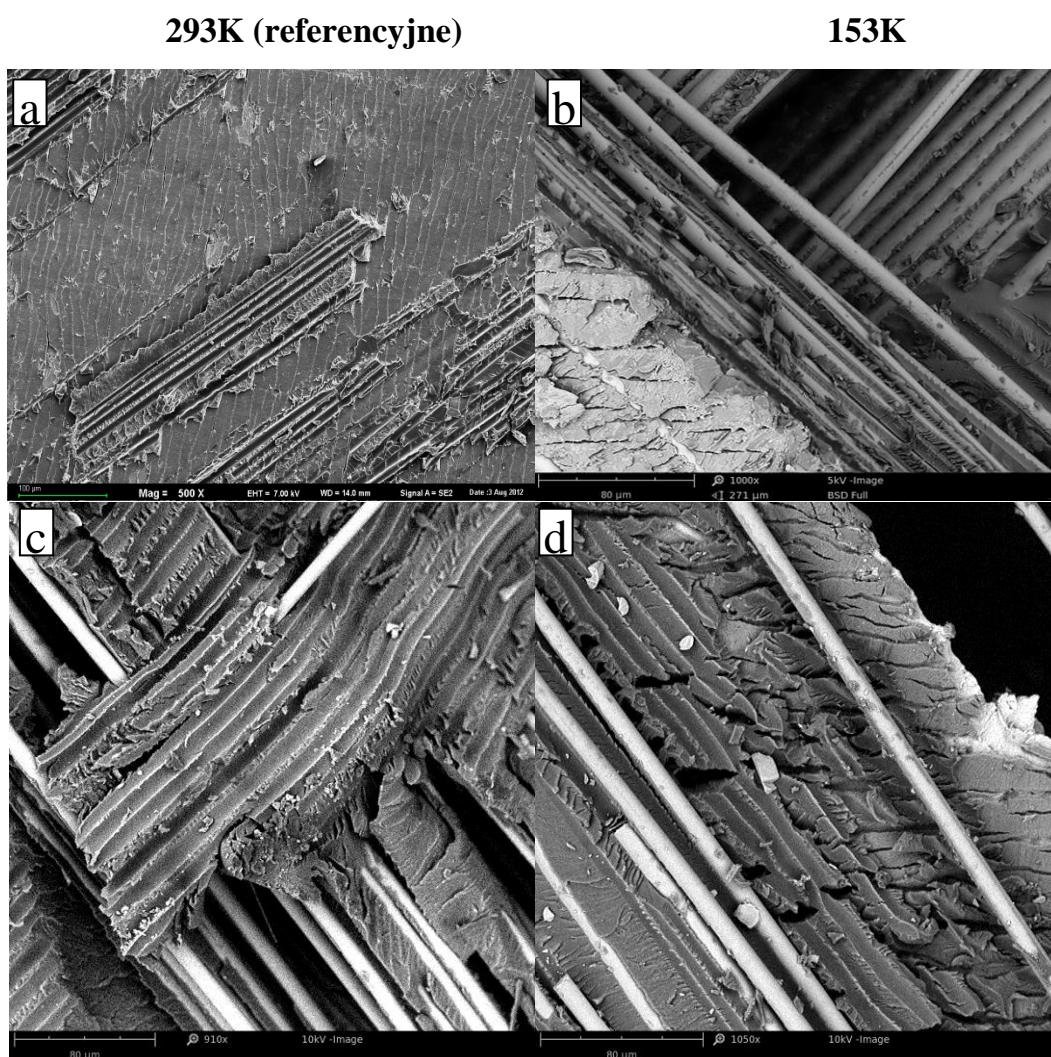
**153K**



Rys. 35. Próbkę po badaniu wytrzymałości na rozciąganie a-b, obszar koncentracji zniszczenia c-d

Zniszczenie próbek laminatów wzmacnianych w układzie [ $\pm 45$ ] następuje przy wyraźnie większych wartościach odkształceń. Obserwacje makroskopowe ujawniają ślady odkształceń plastycznych warstw metalowych (rys. 35 a-b) oraz występowanie pęknięć w przestrzeni warstw kompozytowych na całej długości krawędzi bocznej próbek (rys. 35 c-d). Dodatkowo próbki badane w temperaturze

153K posiadają całkowicie odspojone fragmenty warstw kompozytowych, w których dominujące pęknięcia układają się pod kątem 45° do osi próbki, czyli zgodnie z kierunkiem ułożenia włókien oraz prostopadle względem siebie pomiędzy poszczególnymi warstwami. Na powierzchniach bocznych laminatów w obu przypadkach dominującą formą zniszczenia są pęknięcia na styku warstw laminatu.



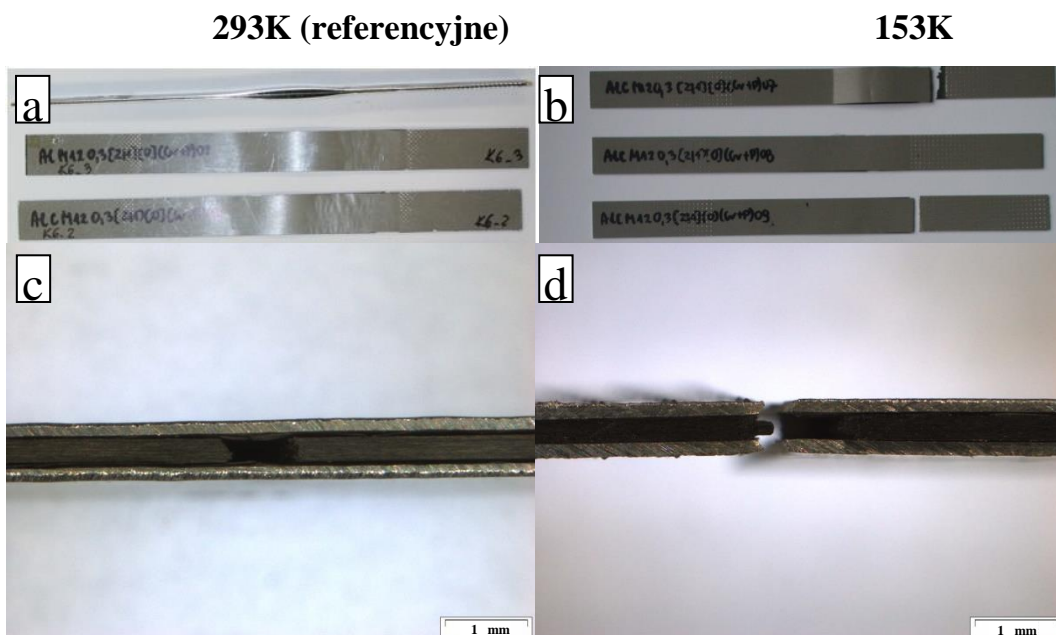
Rys. 36. Morfologia obszarów koncentracji zniszczenia dla próbek w układzie AIG 2/1 [±45] – mikrofotografia SEM

Obserwacje mikrostrukturalne wewnętrznych warstw laminatu wskazują na występowanie złożonych form zniszczenia. Obszar degradacji obejmuje swoim zasięgiem zarówno warstwy kompozytowe jak i wewnętrzne powierzchnie blach metalowych (rys. 36 a-b). Przełomy mają wyraźnie charakter adhezyjno-kohezyjny. W obu przypadkach zaobserwowano małą ilość uszkodzonych włókien oraz

wysoką gęstość pęknięć w obszarze żywicy. Odciski włókien pozostałe w żywicy są zakrzywione w kierunku osi działającej siły niszczącej. Jest to szczególnie widoczne po badaniu w temperaturze 293K (rys. 36 c). Odciski włókien obserwowane po badaniu w temperaturze 153K są w większym stopniu poprzecinane pęknięciami biegnącymi prostopadle do ich osi (rys. 36 d) Formy morfologiczne odkształceń plastycznych żywicy w postaci grzebieni znajdujących się na krawędziach odcisków włókien występują w znacznej ilości zarówno po badaniu w temperaturze 153K jaki i 293K.

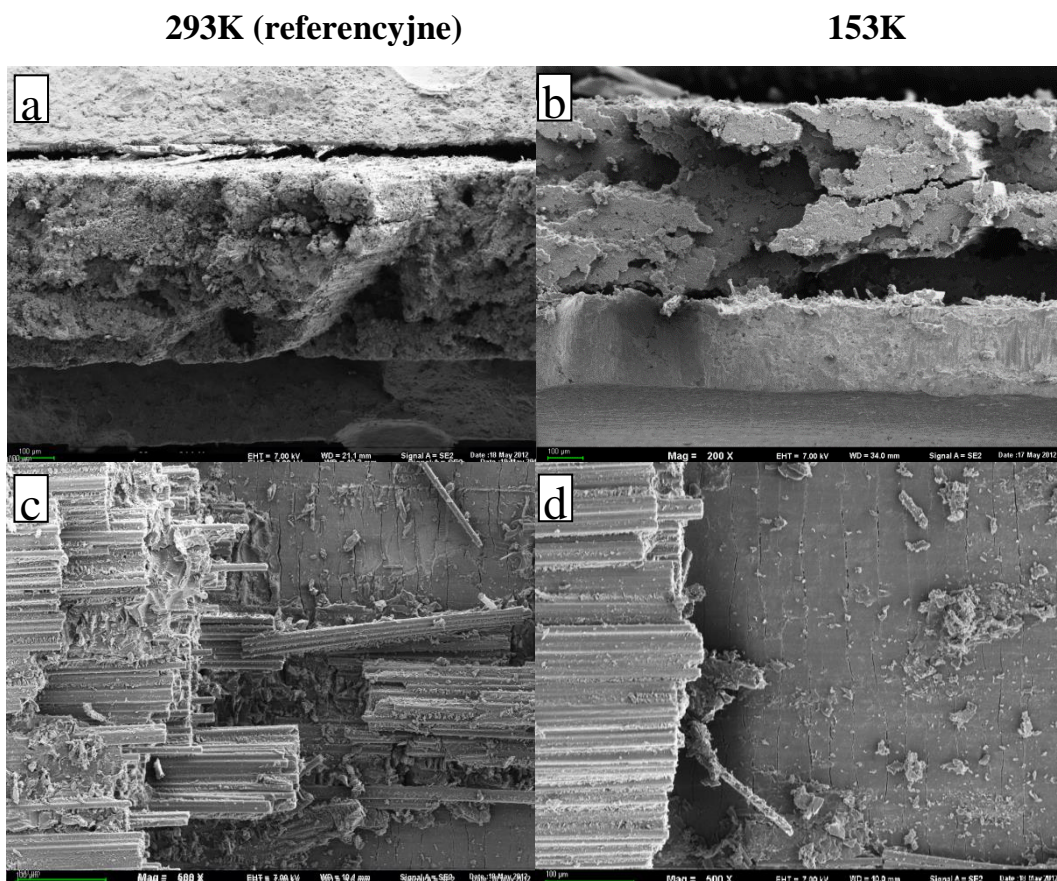
Brak możliwości skutecznego przenoszenia obciążeń przez włókna powoduje intensyfikację ścinania międzywarstwowego zarówno pomiędzy warstwami kompozytu jak i między kompozytem a metalem, co potwierdzają zarówno obserwacje makro jak i mikroskopowe. Niska wytrzymałość żywicy powoduje, że powstawanie kolejnych pęknięć w jej przestrzeni nie generuje powstawania większych dominujących przełomów w początkowej fazie próby. W konsekwencji gęstość pęknięć w obszarze żywicy jest wysoka na całej długości próbki, a przełom w warstwie metalowej zaobserwowano tylko w jednym przypadku – po badaniu w temperaturze 153K (rys 36 d).

#### AIC 2/1 [0]



Rys. 37. Próbkę po badaniu wytrzymałości na rozciąganie a-b, obszar koncentracji zniszczenia c-d

Obserwacje makroskopowe wykazały, że próbki badane w temperaturze 293K ulegają zniszczeniu poprzez przerwanie warstwy kompozytowej w centralnej części próbki wraz z jednoczesnym odspojeniem warstw kompozytu od blach metalowych. Zaobserwowano również występowanie odkształceń trwałych blach metalowych w obszarze przyległym do miejsca zniszczenia warstwy kompozytowej (rys. 37 a, c). W przypadku próbek badanych w temperaturze 153K występuje również pojedynczy przełom poprzeczny w obrębie warstwy kompozytowej, jednak towarzyszy mu najczęściej przerwanie ciągłości warstwy metalu zlokalizowane na podobnej wysokości (rys. 37 b, d).



Rys. 38. Morfologia obszarów koncentracji zniszczenia dla próbek w układzie A1C 2/1 [0] – mikrofotografia SEM

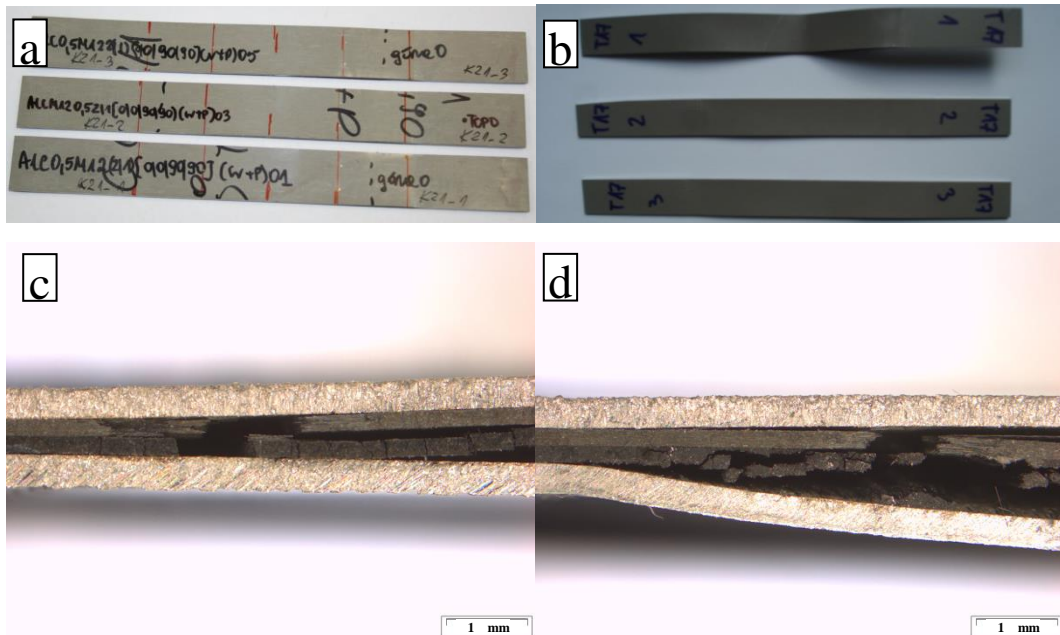
W celu odsłonięcia czoła przełomu warstwy kompozytowej jedną z próbek badanych w temperaturze 293K poddano ponownemu rozciąganiu do uzyskania przełomu w warstwie metalowej. Obserwacje mikrostrukturalne ujawniają charakter przełomów warstw kompozytowych ułożonych w kierunku [0]. Obserwowane po

badaniu w temperaturze 153K przełomy (rys. 38 b, d) posiadają charakter kruchy, łupliwy. Zakończenia włókien układają się w obszary o dość gładkich powierzchniach. W przypadku przełomu obserwowanego po badaniu w temperaturze 293K (rys. 38 a, c) zaobserwowano znacznie większe rozwinięcie powstałej powierzchni. Poszczególne włókna uległy przerwaniu na różnych wysokościach. Obserwowane różnice morfologiczne mają związek z charakterem dyssypacji energii uwalnianej w momencie powstawania przełomu. Zgodnie z teorią akumulacji mikrouszkodzeń w objętości warstwy po przekroczeniu naprężenia krytycznego dochodzi do nagłego otwarcia i wzrostu powierzchni przełomu poprzez akumulację już powstałych mikrouszkodzeń oraz otwieranie nowych frontów pęknięć łączących mikrouszkodzenia. Zjawisku temu towarzyszy uwolnienie znacznej ilości energii zmagazynowanej, jako odkształcenie sprężyste, która występuje w nadmiarze w stosunku do energii potrzebnej do utworzenia frontu przełomu. Forma powstającego przełomu jest zależna od sztywności laminatu. Obserwacje wewnętrznych powierzchni blach metalowych w obu przypadkach wykazują występowanie poprzecznych względem działania siły niszczącej pęknięć zlokalizowanych w obszarze warstwy anodowej. Powierzchnie blach pokryte są fragmentami uszkodzonych włókien i osnowy, przy czym obserwacje prowadzone po badaniach w 293K wskazują na występowanie większej ilości dużych fragmentów. Obserwowane duże płatki osnowy charakteryzują się śladami znacznych odkształceń plastycznych.

## AIC 2/1 [0,90]

293K (referencyjne)

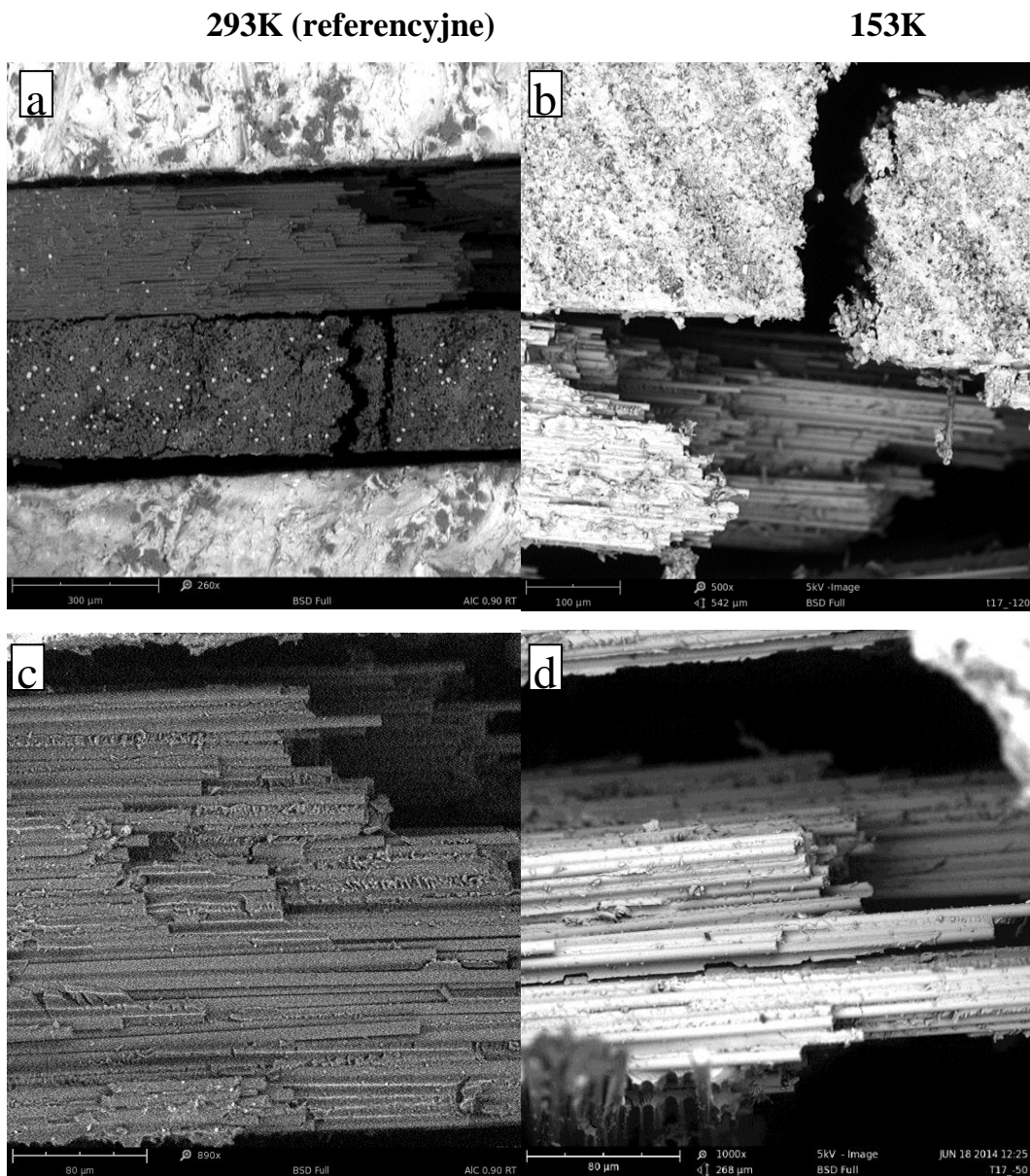
153K



Rys. 39. Próbkę po badaniu wytrzymałości na rozciąganie a-b, powierzchnia boczna c-d

Obserwacje makroskopowe próbek typu AIC 2/1 w układzie [0,90], po badaniu w temperaturze 293K nie wykazały występowania przełomów warstw metalowych oraz śladów odkształceń trwałych (rys. 39 a). W obydwu przypadkach na powierzchniach bocznych zaobserwowano pojedyncze przełomy warstw kompozytowych zorientowane poprzecznie do kierunku ułożenia włókien w warstwie [0] (rys. 39 a-b). Zniszczenie warstwy [90] obserwowane w przypadku próbek badanych w temperaturze 293K jest związane z występowaniem szeregu pęknięć poprzecznych oraz odspojenia fragmentów warstw zarówno od warstwy kompozytowej ułożonej w kierunku [0] jak i metalowej (rys. 39 c). Warstwa [90] obserwowana po badaniu w temperaturze 153K ujawnia nie tylko pęknięcia poprzeczne ułożone w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku działania siły niszczącej, ale również szereg pęknięć zlokalizowanych w płaszczyźnie ułożenia warstwy (rys. 39 d). Powstawanie tego rodzaju pęknięć jest kontrolowane przez właściwości żywicy, ponieważ na tych kierunkach nie występuje ciągłość włókien zbrojących.





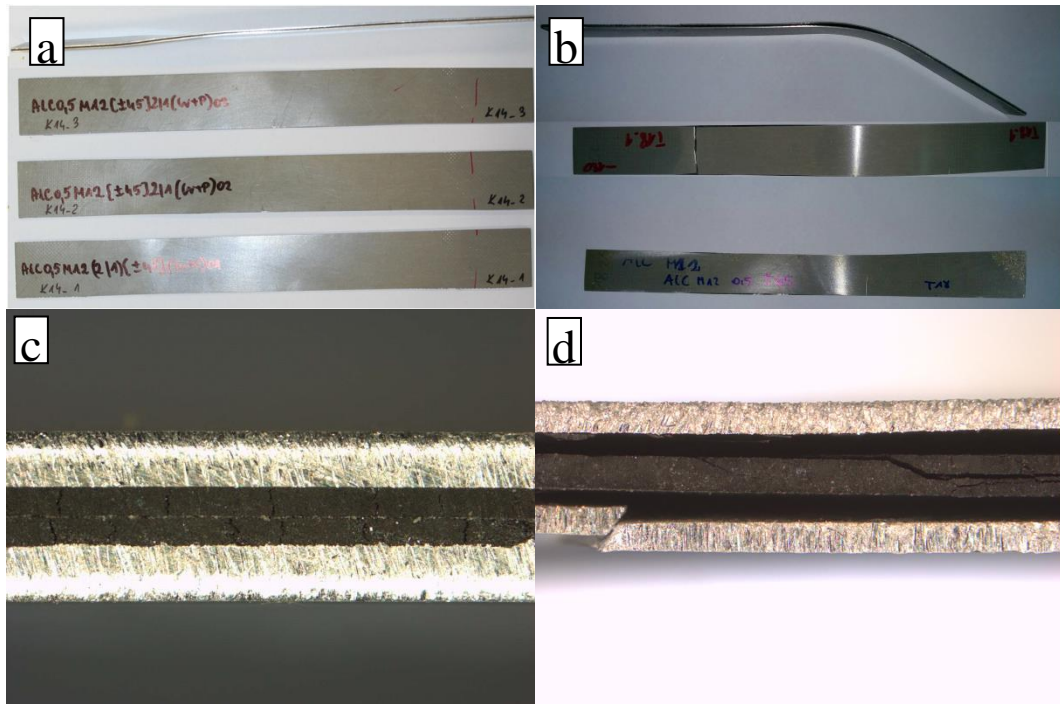
Rys. 40. Morfologia obszarów koncentracji zniszczenia dla próbek w układzie AIC 2/1 [0,90] – mikrofotografia SEM

Obserwacje mikrostrukturalne próbek po badaniu w temperaturze 293K oraz 153K ujawniają uszkodzenia na granicy rozdziału metal-kompozyt (rys. 40 a-b). Przełomy te mają charakter adhezyjny. Obszary przełomów kompozytowych warstw [0] ujawniają występowanie dużej ilości odkształconych płatków żywicy na powierzchniach bocznych włókien po badaniu w temperaturze 293K, oraz drobnych nieregularnych fragmentów o ostrych krawędziach po badaniu w temperaturze 153K (rys. 40 c-d), formy tego typu ujawniono również podczas obserwacji mikroskopowych próbek z grupy AlG.

## AIC 2/1 [ $\pm 45$ ]

293K (referencyjne)

153K



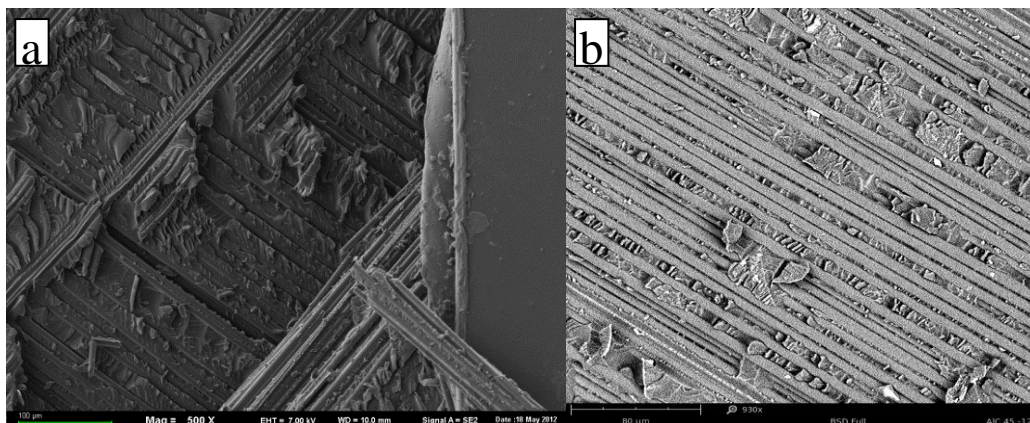
Rys. 41 Próbki po badaniu wytrzymałości na rozciąganie a-b, powierzchnia boczna c-d

Obserwacje makroskopowe próbek z grupy AIC 2/1 o układzie [ $\pm 45$ ] wskazują na brak utraty spójności przez laminaty badane w temperaturze 293K, natomiast laminaty badane w temperaturze 153K wykazują objawy dekompozycji warstw i całkowitego zniszczenia połączenia między metalem a kompozytem (rys. 41 a-d). Zniszczenie warstw kompozytowych po badaniu w temperaturze 293K jest ograniczone do szeregu pęknięć zlokalizowanych w przestrzeni warstw.

## AIC 2/1 [ $\pm 45$ ]

293K (referencyjne)

153K



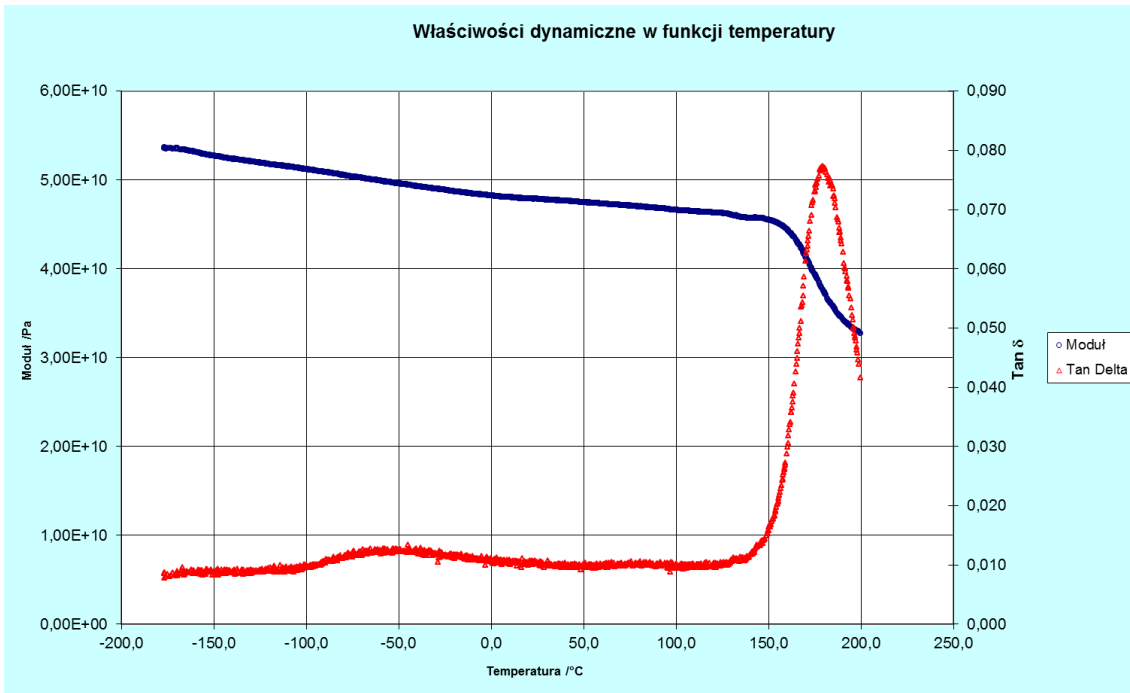
Rys. 42. Morfologia obszarów koncentracji zniszczenia dla próbek w układzie AIC 2/1 [ $\pm 45$ ] – mikrofotografia SEM

Po usunięciu okładzin metalowych oraz jednej warstwy kompozytowej obserwacji poddano granice rozdziału między warstwami [ $+45$ ] oraz [ $-45$ ] (rys. 42 a). W obu przypadkach obserwowano odciski włókien, odsłonięte powierzchnie włókien oraz fragmenty żywicy. Zasadniczą zaobserwowaną różnicą w morfologii przełomów jest znacznie większy udział śladów odkształceń trwałych na powierzchni przełomu próbki po badaniu w temperaturze 293K (rys. 42 b). Podobnie jak w przypadku laminatów z grupy AIG o tym samym układzie włókien zbrojących, zniszczenia koncentrują się w obszarze osnowy.

### 7.2. Badania cieplno-mechaniczne

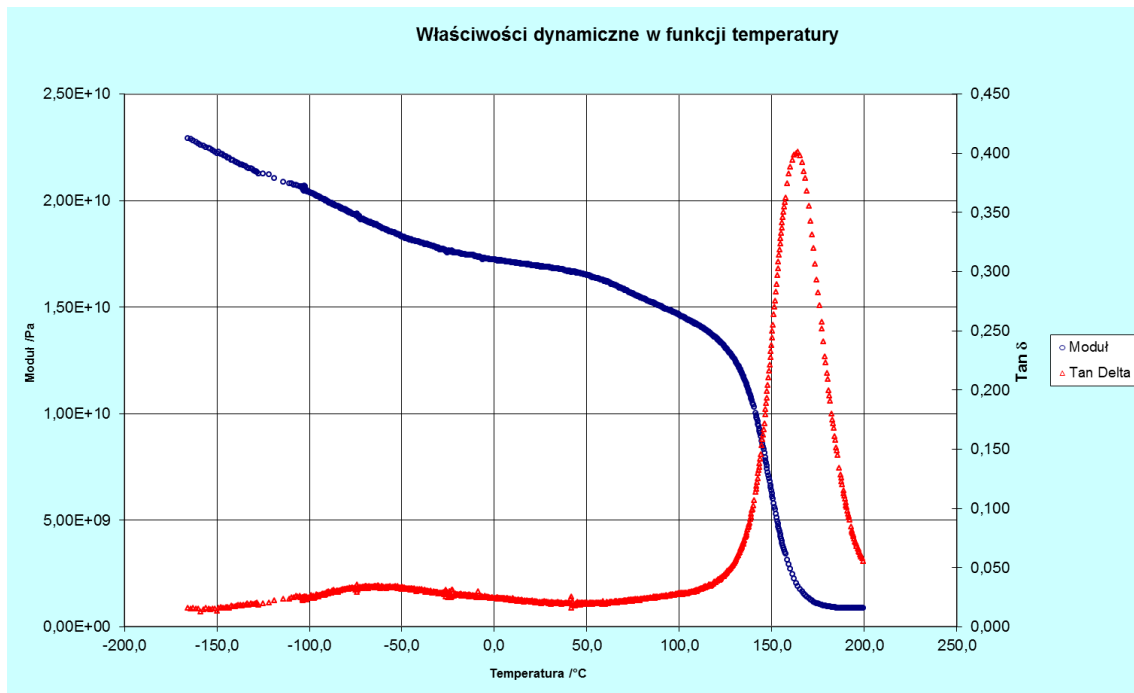
Na rysunkach 43-46 przedstawiono zależności pomiędzy temperaturą a wartością modułu zespolonego oraz współczynnika stratności mechanicznej. Badania wykonano dla warstw kompozytowych będących komponentami laminatów metalowo-włóknistych w różnych układach ułożenia włókien zbrojących oraz dla wybranych laminatów metalowo-włóknistych z grupy AIG oraz AIC.

## GFRP [0]



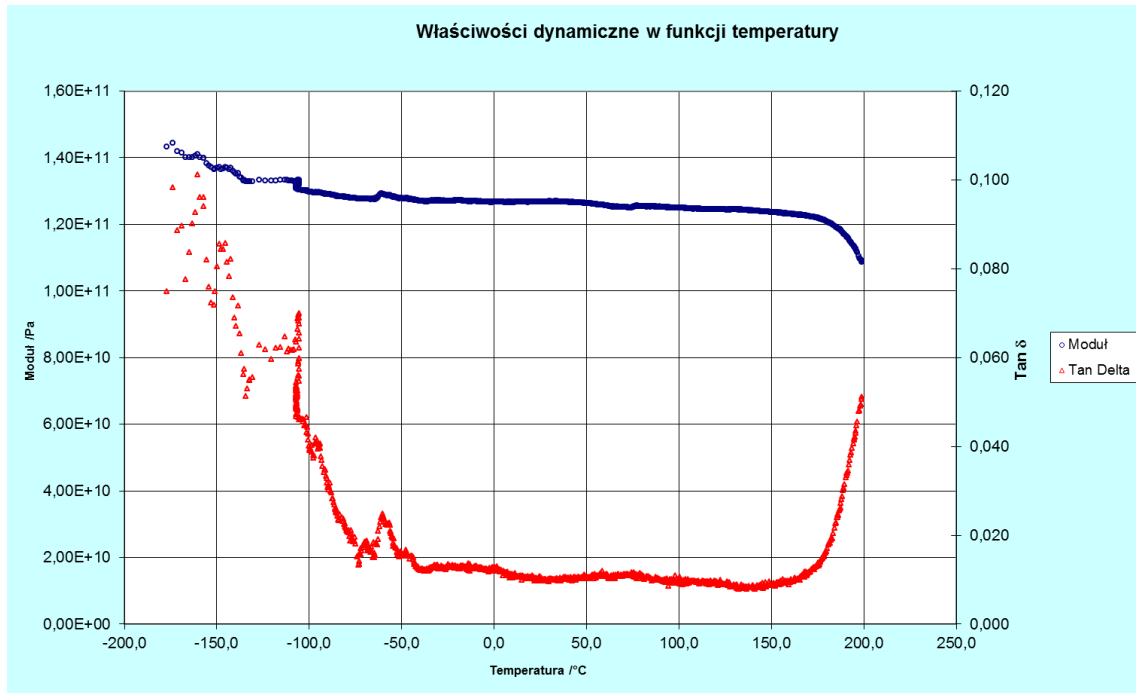
Rys. 43. Właściwości dynamiczne laminatu GFRP w układzie [0] (włókna ułożone równolegle do osi próbek) w funkcji temperatury

## GFRP [90]



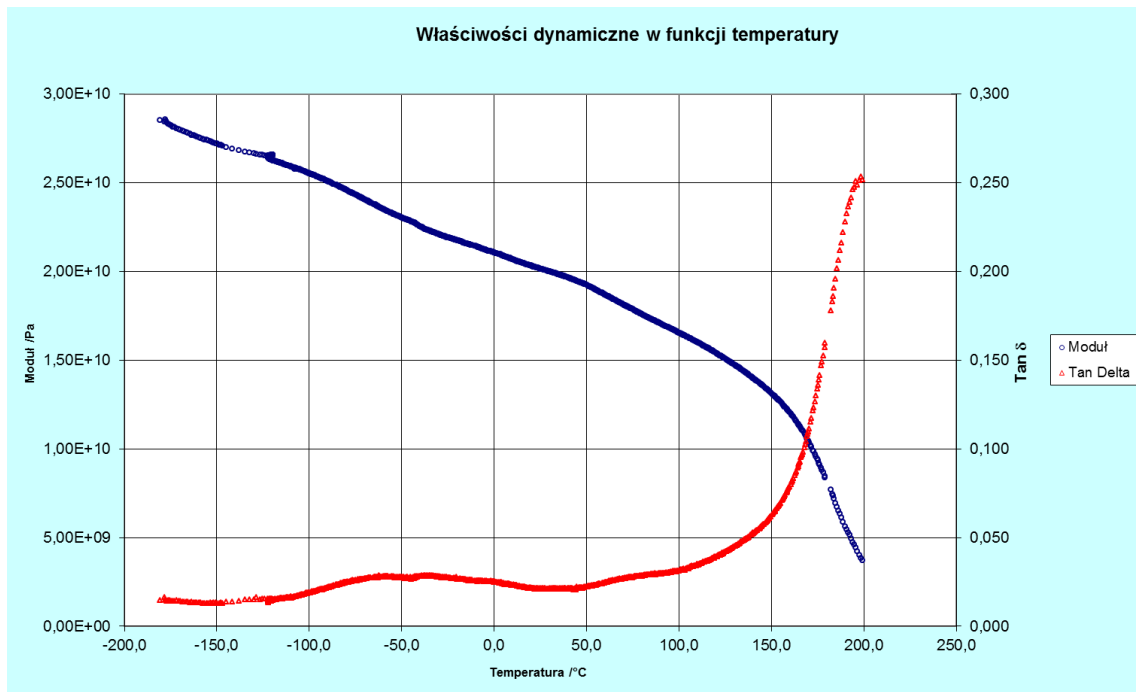
Rys. 44. Właściwości dynamiczne laminatu GFRP w układzie [90] (włókna ułożone prostopadle do osi próbek) w funkcji temperatury

## CFRP [0]



Rys. 45. Właściwości dynamiczne laminatu CFRP w układzie [0] w funkcji temperatury

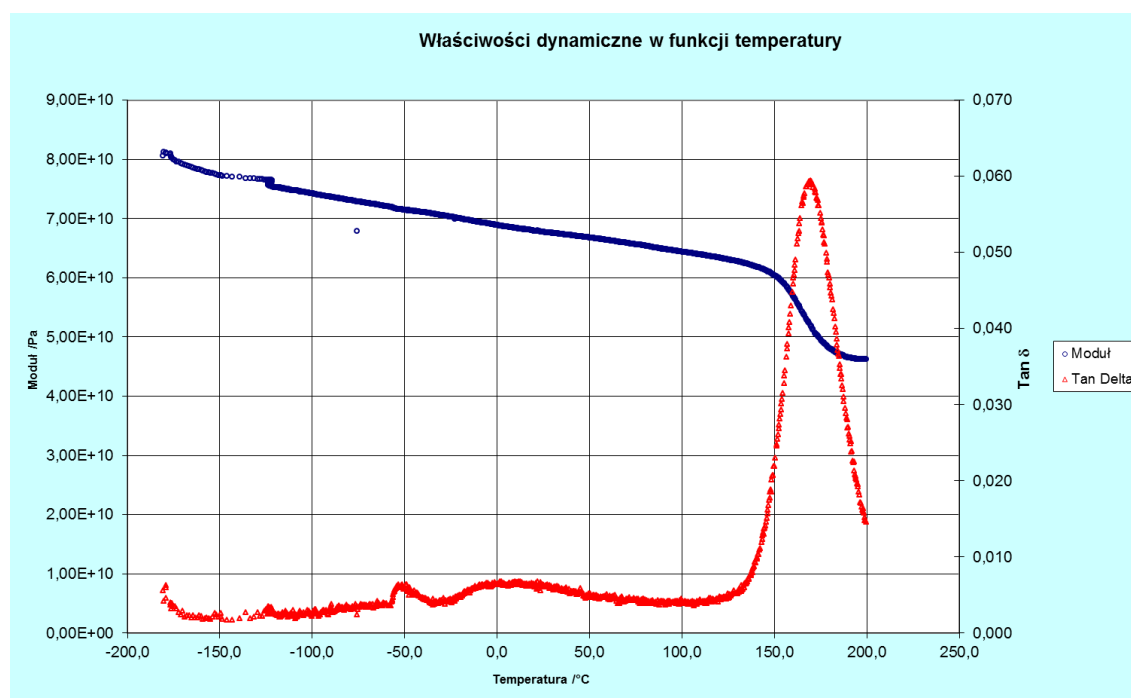
## CFRP [90]



Rys. 46. Właściwości dynamiczne laminatu CFRP w układzie [90] w funkcji temperatury

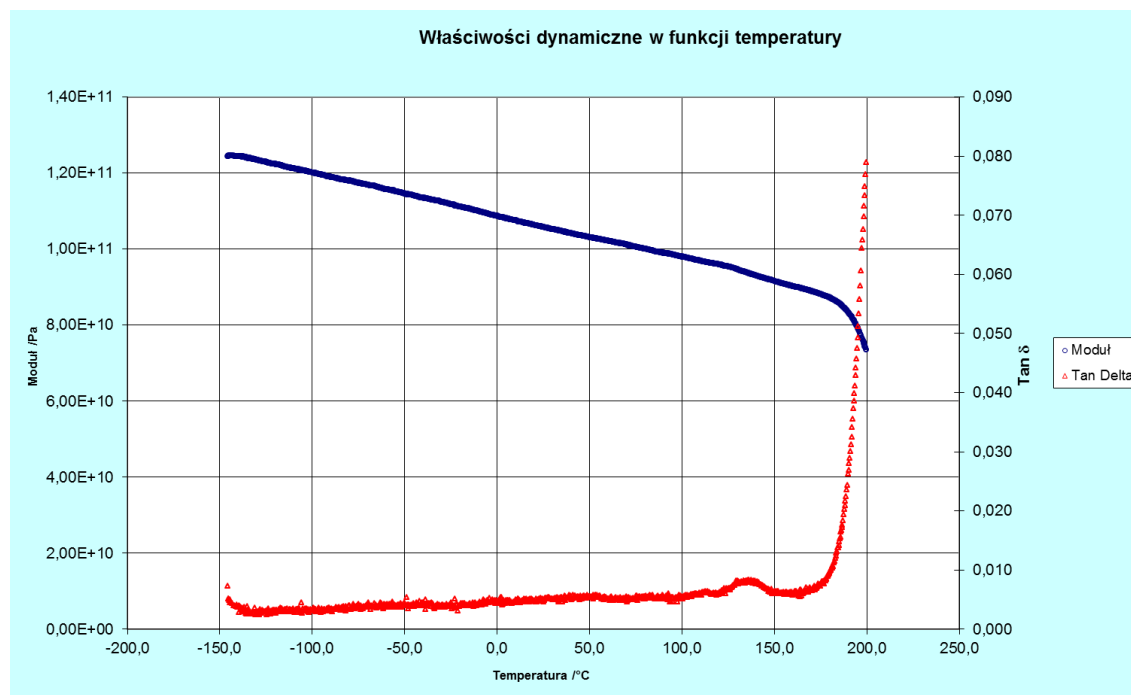
Analizy przeprowadzone dla materiałów kompozytowych będących komponentami badanych laminatów wykazały, że wartość modułu zespolonego dla próbek, w których włókna były zorientowane w kierunku [0] jest bardziej stabilna w przebiegu temperaturowym w zakresie do osiągnięcia temperatury zeszklenia osnowy polimerowej niż dla układu [90]. Jest to związane ze sposobem przenoszenia obciążeń, który w układzie [0] przebiega ze znacznie większym udziałem włókien zbrojących. Temperatura zeszklenia jest wyznaczana na podstawie lokalnego maksimum wartości współczynnika stratności mechanicznej (Tan Delta) i wynosi ok. 448K (175° C) dla kompozytu szklanego i ok. 468K (195° C) dla kompozytu węglowego. Uzyskane wartości modułu zespolonego są wyższe dla kompozytu węglowo-epoksydowego w porównaniu do wartości uzyskanych dla kompozytu szklano-epoksydowego. Dodatkowo kompozyt węglowo-epoksydowy charakteryzuje się wyższą wartością temperatury zeszklenia (ok. 10%). Jest to związane z zastosowaniem innego systemu żywicznego w preimpregnacji węglowym (żywica M21). Zastosowanie żywicy o wyższej wartości temperatury zeszklenia wpływa korzystnie na możliwości pracy laminatu w podwyższonych temperaturach.

#### AIG 0,5 2/1 [0]



Rys. 47. Właściwości dynamiczne laminatu AIG 0,5 2/1 [0] w funkcji temperatury

## AIC 0,5 2/1 [0]

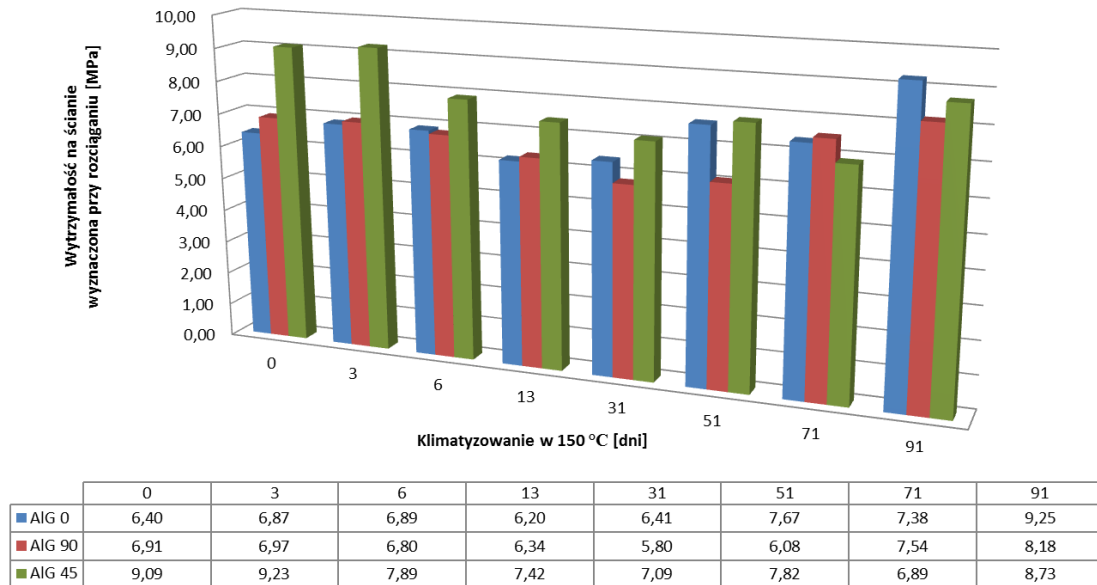


Rys. 48. Właściwości dynamiczne laminatu AIC 0,5 2/1 [0] w funkcji temperatury

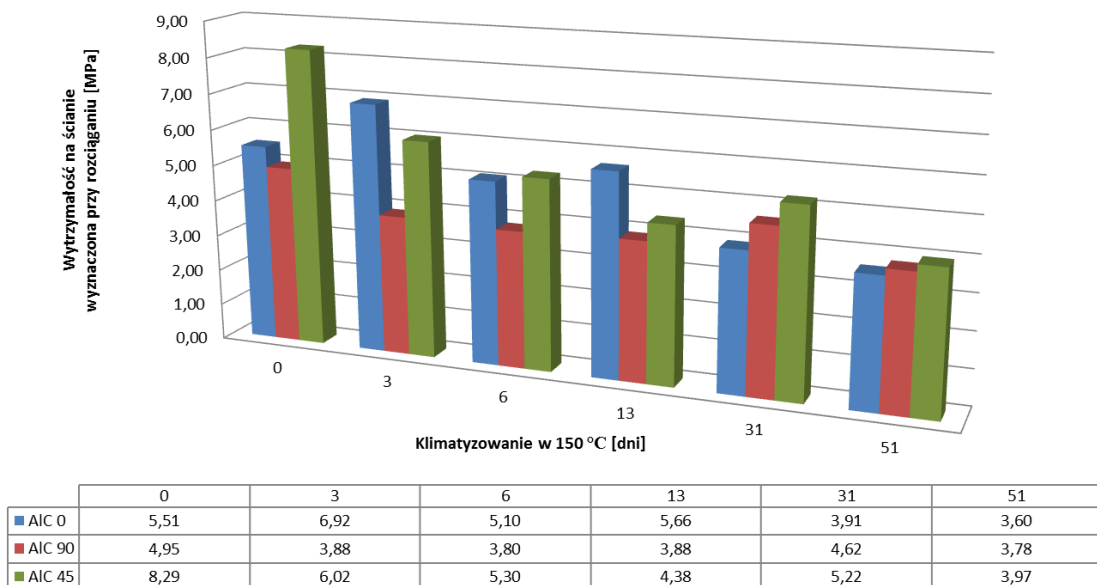
Wyniki uzyskane dla wybranych laminatów metalowo-włóknistych (rys. 47-48) wskazują, że ich odpowiedź mechaniczna uzyskana podczas próby koresponduje z wynikami uzyskanymi dla laminatów kompozytowych w odpowiadającym układzie. Analogicznie do wyników prób wytrzymałościowych zaobserwowano zmiany wartości mierzonych parametrów, w tym przypadku modułu zespolonego względem temperatury. Położenie przegięcia krzywej i nagłego spadku modułu zespolonego jest zbliżone do wartości uzyskanych dla próbek kompozytowych. Oznacza to, że górna granica temperatury, która daje możliwości pracy laminatów metalowo-włóknistych jest bezpośrednio związana z wartością temperatury zeszklenia żywicy, która jest osnową warstw kompozytowych. W celu poprawy właściwości wysokotemperaturowych konieczne jest dobieranie systemów żywicznych posiadających odpowiednio wysoką temperaturę zeszklenia, z uwzględnieniem jednak właściwości niskotemperaturowych.

### 7.3. Badania odporności na ekspozycję wysokotemperaturową – próba ścinania

Na rysunkach 49-52 przedstawiono wyniki badań zrywania połączeń zakładkowych w kolejnych etapach badań. Na rysunkach umieszczono wartości średnie.



Rys. 49. Wyniki próby zrywania złącza zakładkowego - laminaty AIG



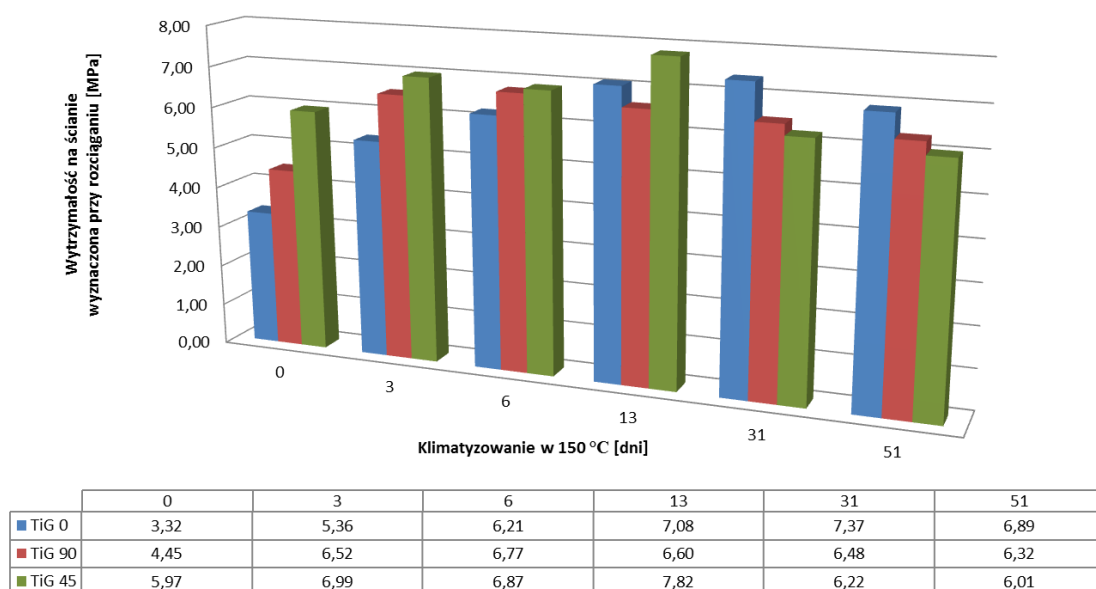
Rys. 50. Wyniki próby zrywania złącza zakładkowego - laminaty AIC

Wyniki badań ścinania dla próbek referencyjnych wykazują, że zarówno dla zakładek łączonych za pomocą warstw kompozytu szklano-epoksydowego (rys. 49) jak i węglowo-epoksydowego (rys. 50) najwyższe wartości naprężeń niszczących

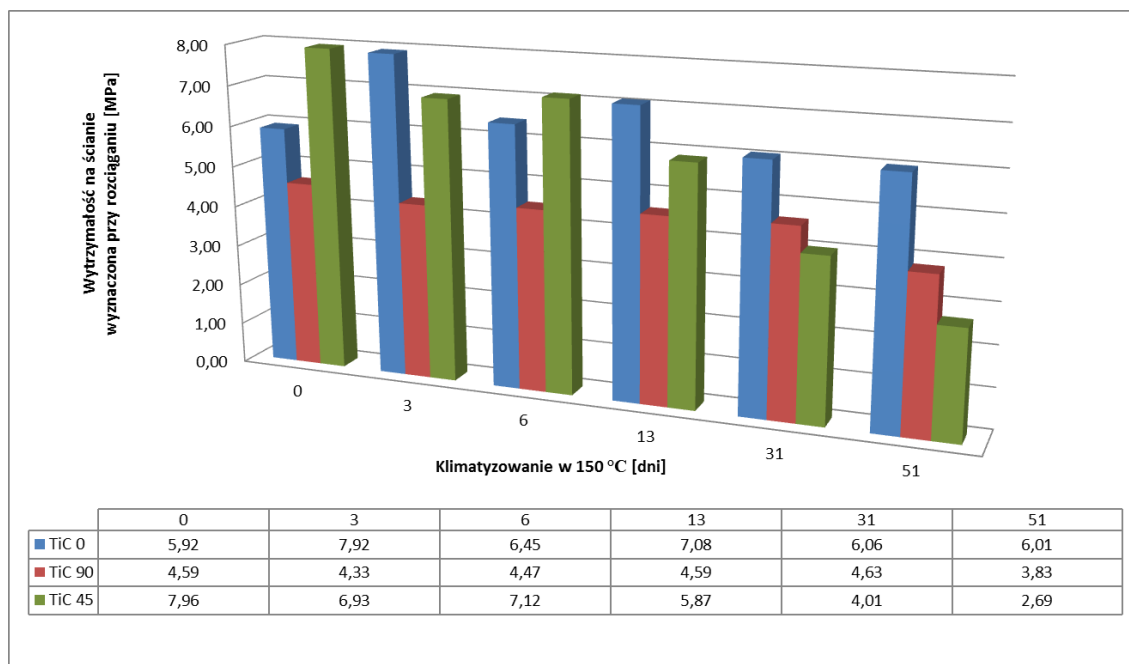


uzyskano dla próbek o układzie warstwy kompozytowej  $[\pm 45]$ . Najmniejsze wartości uzyskały próbki o układzie  $[0]$  dla grupy AIG oraz o układzie  $[90]$  dla grupy AIC. Próbki z grupy AIG wykazują się większą wytrzymałością na ścinanie wyznaczoną przy zrywaniu złącza zakładkowego od odpowiadających im próbek z grupy AIC.

Próby wykonane podczas przebiegu sezonowania oraz po sezonowaniu w temperaturze 423K wykazują zmianę wytrzymałości połączeń. Próbki wzmacniane kompozytem szklano-epoksydowym w układzie  $[0]$  oraz  $[90]$  po sezonowaniu uległy umocnieniu, odpowiednio o 45% oraz 18%, natomiast próbki w układzie  $[\pm 45]$  uległy niewielkiemu osłabieniu o 4%. Próbki wzmacniane kompozytem węglowo-epoksydowym uległy osłabieniu odpowiednio o 35, 24, 52% dla układów  $[0]$ ,  $[90]$  i  $[\pm 45]$ .



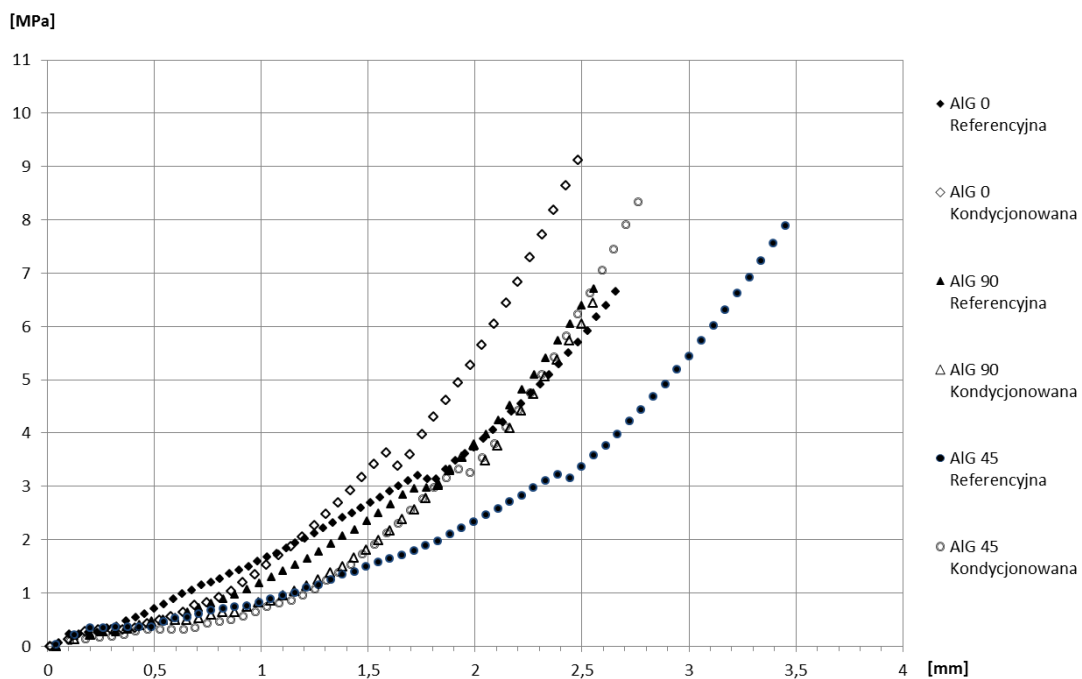
Rys. 51. Wyniki próby zrywania złącza zakładkowego - laminaty TiG



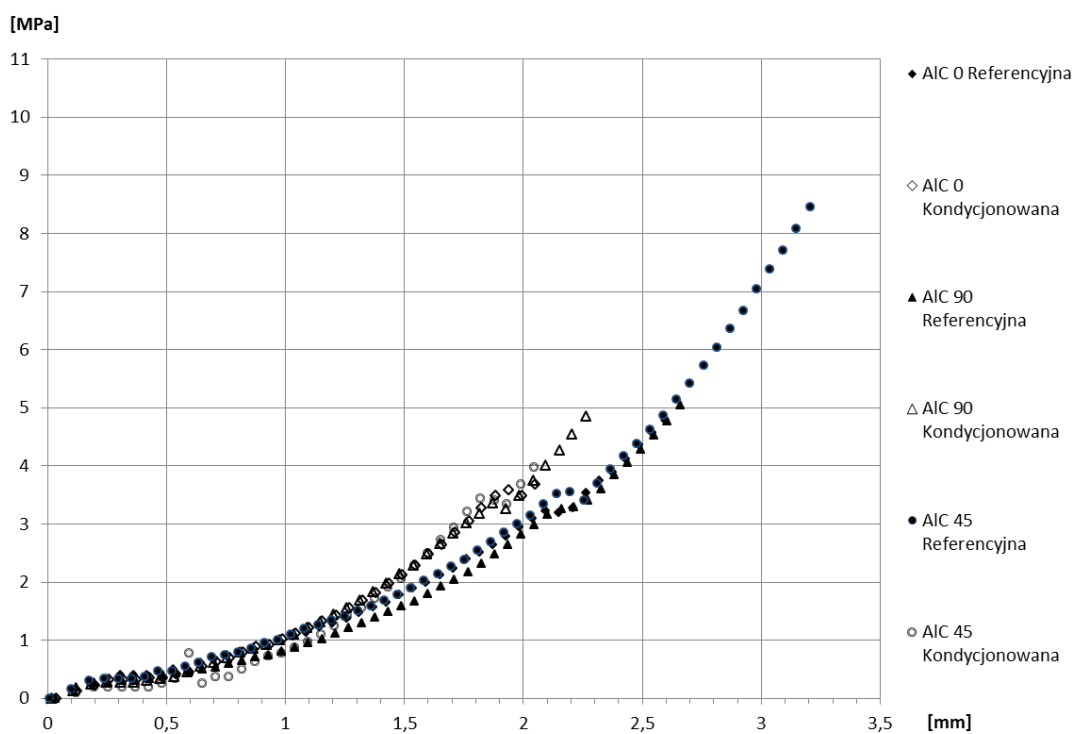
Rys. 52. Wyniki próby zrywania złącza zakładkowego - laminaty TiC

Badanie wytrzymałości na ścianie próbek zbudowanych w oparciu o blachy tytanowe (rys. 51-52) wykazało, że charakteryzują się one niższą wytrzymałością w porównaniu do próbek zbudowanych w oparciu o blachy ze stopu aluminium. Pośród próbek referencyjnych najwyższą wytrzymałością charakteryzują się próbki w układzie  $[\pm 45]$ , natomiast najmniejsze wartości uzyskały próbki o układzie  $[0]$  dla grupy TiG oraz o układzie  $[90]$  dla grupy TiC. Wyniki te korespondują bezpośrednio z rezultatami uzyskanymi dla referencyjnych próbek zbudowanych w oparciu o blachy ze stopu aluminium. Po przeprowadzeniu sezonowania próbki z kompozytem szklano-epoksydowym uległy umocnieniu, które wyniosło dla układu  $[0]$  – 107%, dla układu  $[90]$  - 42% oraz dla układu  $[\pm 45]$  – 1%. Próbki z kompozytem węglowo-epoksydowym w układzie  $[0]$  uległy umocnieniu o 16% natomiast w układzie  $[90]$  i  $[\pm 45]$  uległy osłabieniu o odpowiednio 17 i 66 %.

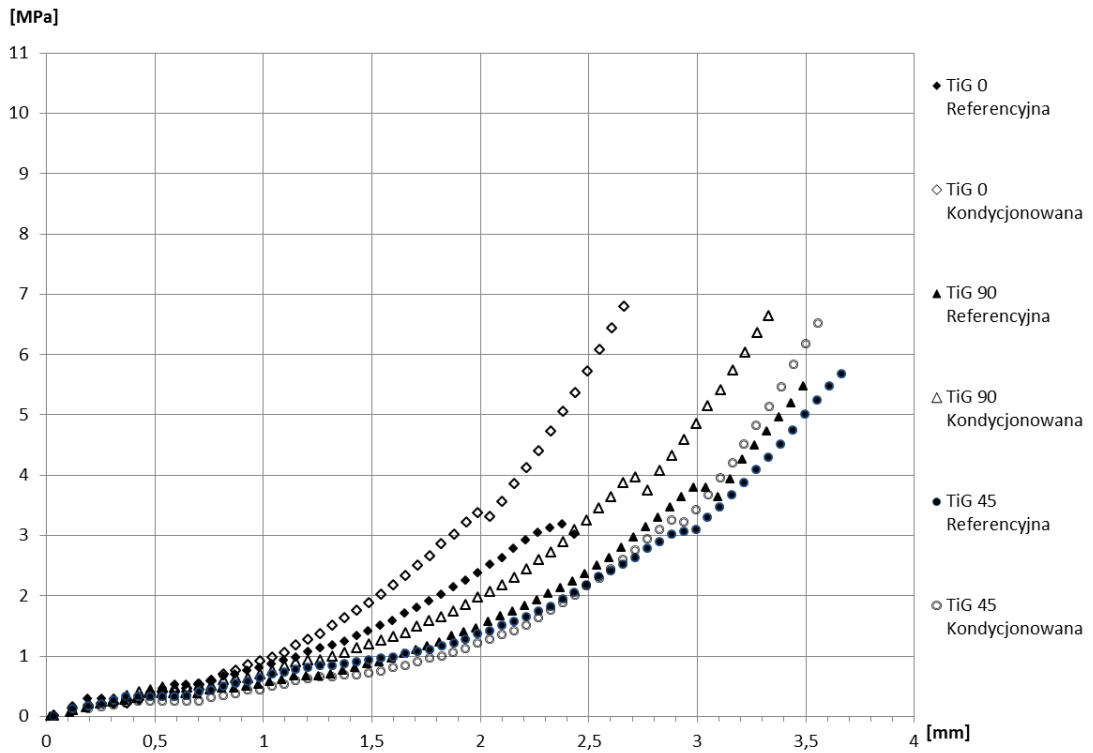
Na rysunkach 53-56 przedstawiono przebiegi wartości naprężenia w funkcji przemieszczenia dla reprezentatywnych próbek z poszczególnych grup.



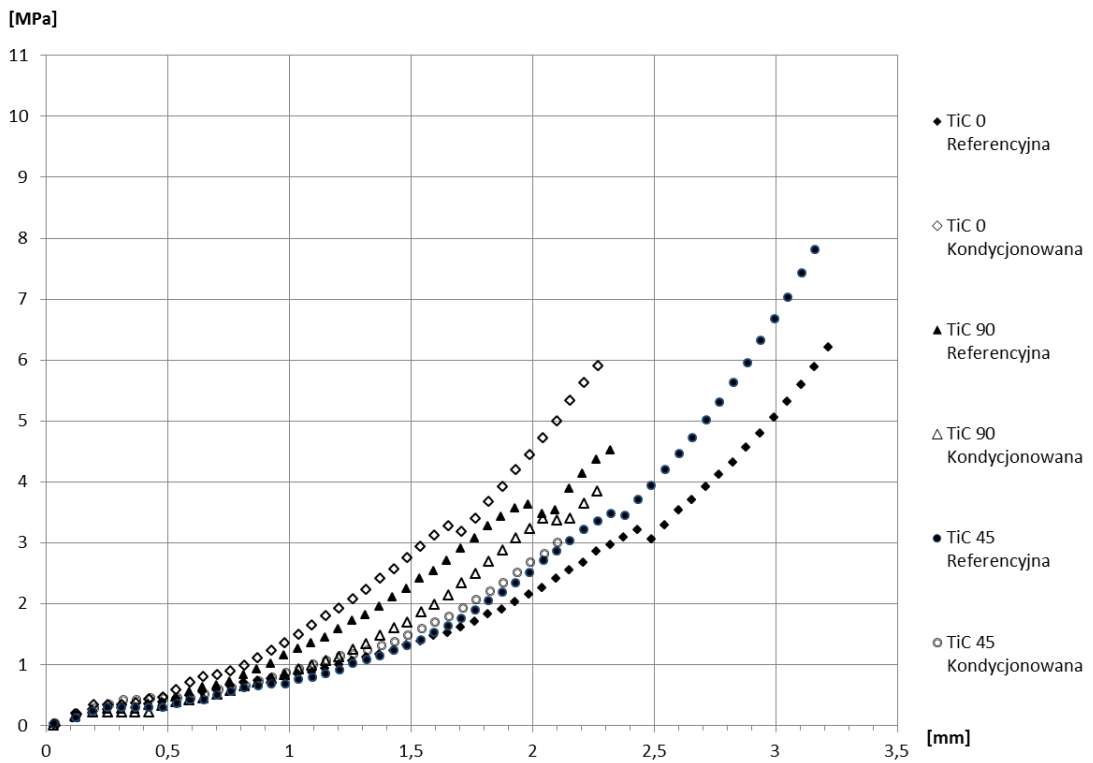
Rys. 53. Naprężenie w funkcji przemieszczenia dla próbek zakładkowych typu ALG



Rys. 54. Naprężenie w funkcji przemieszczenia dla próbek zakładkowych typu AIC



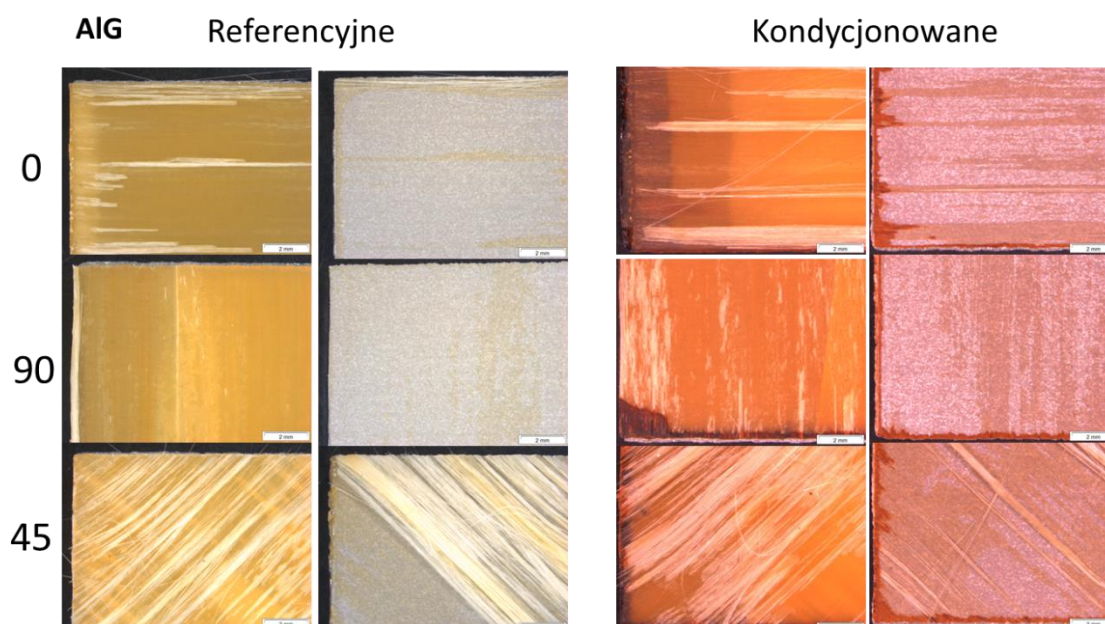
Rys. 55. Naprężenie w funkcji przemieszczenia dla próbek zakładkowych typu TiG



Rys. 56. Naprężenie w funkcji przemieszczenia dla próbek zakładkowych typu TiC

Uzyskane krzywe ujawniają zwiększenie sztywności próbek po sezonowaniu. Nachylenie wszystkich krzywych jest zmienne względem przemieszczenia, w drugiej części ich przebiegu zaobserwowano zwiększenie nachylenia. Charakter poszczególnych krzywych jest uzależniony od układu włókien wzmacniających warstwy kompozytowe. Próbki w układzie [0] oraz [90] ulegały zniszczeniu przy mniejszych wartościach przemieszczenia trawersy maszyny niż próbki w układzie [ $\pm 45$ ]. Zwiększenie sztywności po sezonowaniu jest najprawdopodobniej spowodowane zwiększeniem gęstości usieciowania osnowy polimerowej na skutek długotrwałej ekspozycji na wysoką temperaturę. Odmienny charakter przebiegu krzywych obserwowany dla próbek w różnych układach ułożenia włókien związany jest z dystrybucją naprężeń w obszarze złącza zakładkowego.

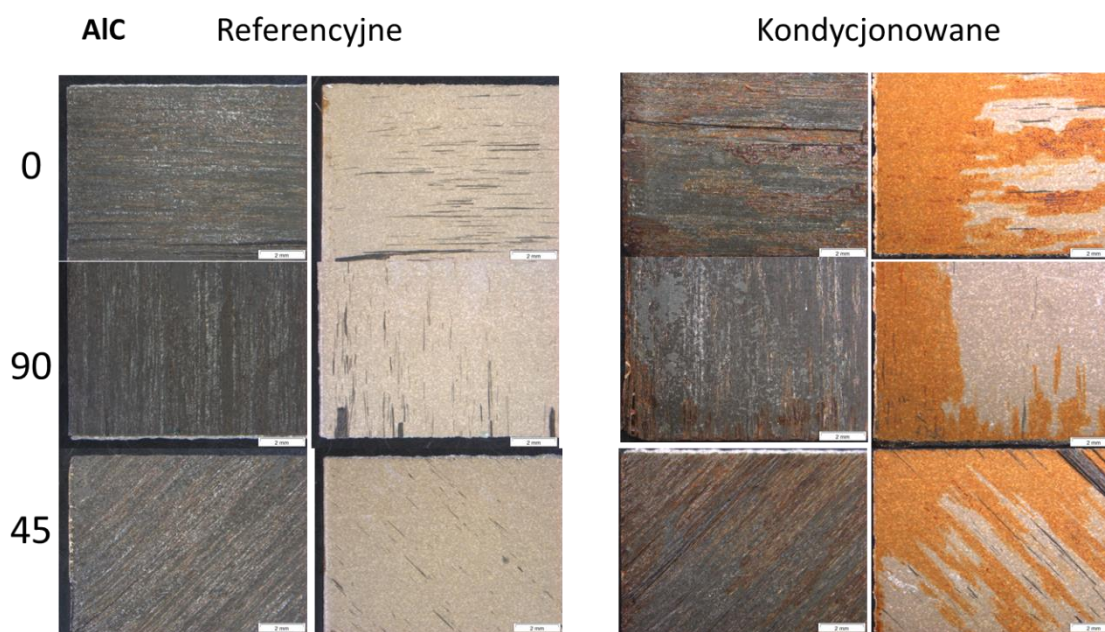
Na rysunkach 57-60 przedstawiono powierzchnie przełomów badanych złącz zakładkowych. Po lewej stronie zestawiono przełomy uzyskane dla próbek referencyjnych, natomiast po prawej przełomy uzyskane po kondycjonowaniu połączeń.



Rys. 57. Powierzchnie przełomów złącz zakładkowych z grupy AIG

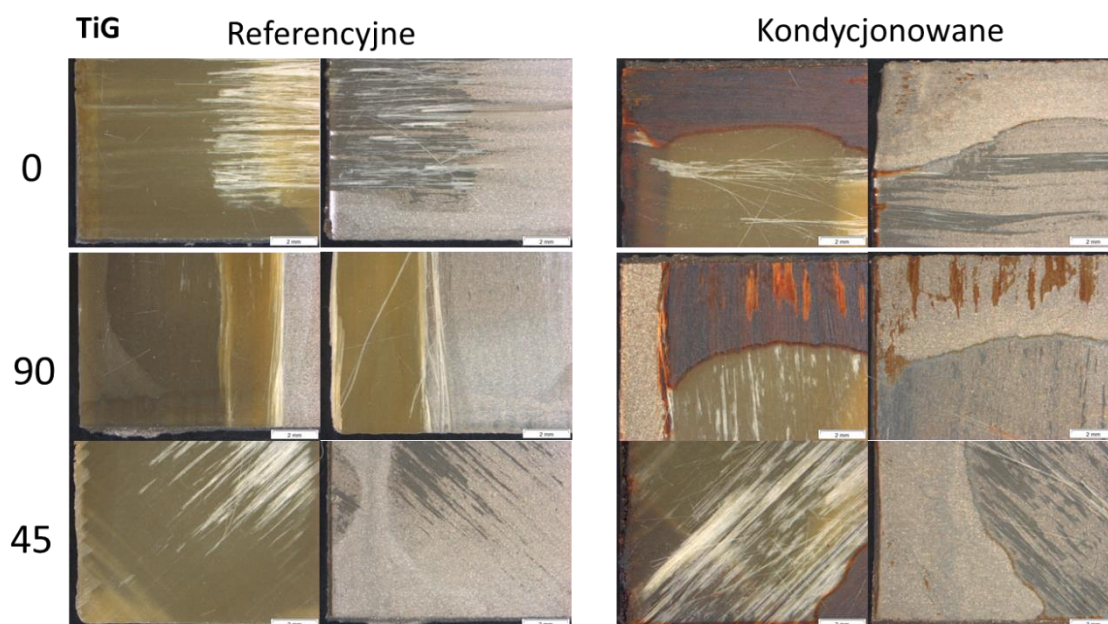
Powierzchnie przełomów obserwowane w grupie AIG (rys 57) zlokalizowane są w strefie granicy rozdziału metal-kompozyt i mają charakter

adhezyjny. Jedynie dla próbek w układzie  $[\pm 45]$  zaobserwowano wzmożoną tendencję do występowania przełomu adhezyjno-kohezyjnego. Na powierzchni metalu widoczne są pozostałości osnowy polimerowej. Przełomy uzyskane po sezonowaniu odznaczają się wyraźnie ciemniejszą barwą oraz występowaniem ciemnych obszarów rozmieszczonych po obwodzie połączeń zakładkowych.



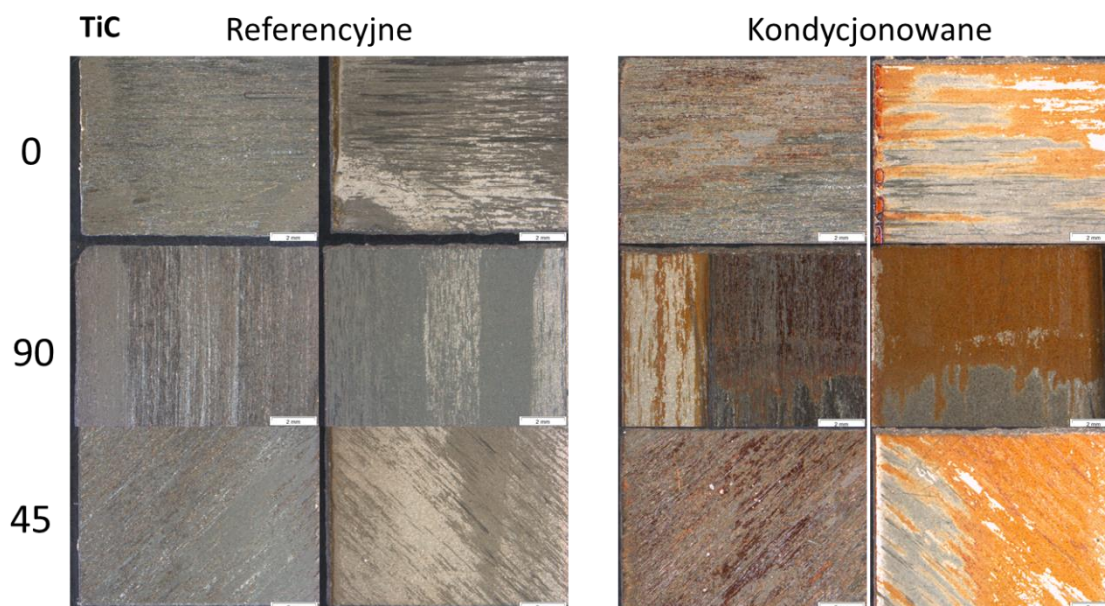
Rys. 58. Powierzchnie przełomów złączy zakładkowych z grupy A1C

Przełomy próbek z grupy A1C (rys. 58) wykazują charakter adhezyjny. Stwierdzono występowanie niewielkich pozostałości materiału kompozytowego na powierzchni blach. Na powierzchniach zarówno kompozytu jak i metalu zaobserwowano przebarwienia o znacznym zasięgu.



Rys. 59. Powierzchnie przełomów złącz zakładkowych z grupy TiG

Powierzchnie przełomów próbek z grupy TiG (rys. 59) wykazują strefowo charakter adhezyjno-kohezyjny dla układów [0] oraz [ $\pm 45$ ]. Przełomy uzyskane dla próbek w układzie [90] mają charakter adhezyjny z jednoczesną migracją strefy przełomu na przeciwną część zakładki. Obserwowana forma zniszczenia powstała najprawdopodobniej jako wtórna. Przełamanie warstwy kompozytowej wystąpiło po odklejeniu się tej warstwy od blach metalowych na przeciwnych końcach obszaru zakładki i nagłym wzroście poziomu momentu zginającego w obszarze warstwy kompozytowej. Próbki po sezonowaniu posiadają odbarwione oraz ciemne obszary, w zasięgu których zaobserwowano mniejsze zagęszczenie pozostałości materiału kompozytowego na powierzchni blach metalowych.



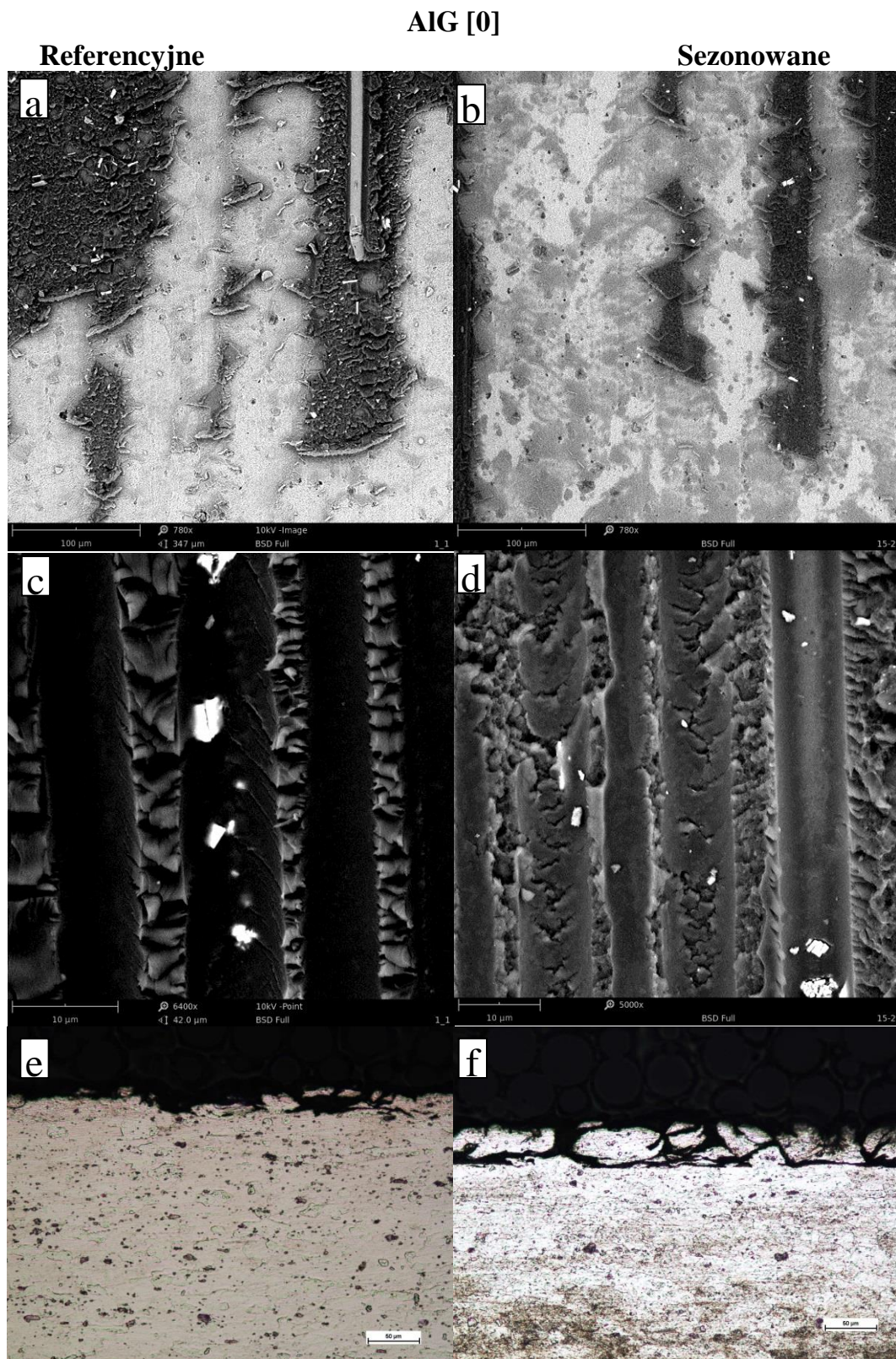
Rys. 60. Powierzchnie przełomów złącz zakładkowych z grupy TiC

Przełomy złącz zakładkowych z grupy TiC (rys. 60) wykazują charakter adhezyjno-kohezyjny. Zasięg przełomu ogranicza się do stref przypowierzchniowych warstw kompozytowych. Widoczne są liczne obszary, na których zidentyfikowano pozostałości materiału kompozytowego na powierzchni blach metalowych. Próbkę po sezonowaniu wykazują występowanie obszarów o ciemnym przebarwieniu. Przebarwione obszary są zlokalizowane w powierzchniowej warstwie polimerowej i powstały prawdopodobnie w skutek oddziaływania wysokiej temperatury i mogą być uznawane za wizualne przejawy degradacji złącza. W pracach [61, 62] opisano przyczyny powstawania odbarwień żywic epoksydowych na skutek oddziaływania wysokiej temperatury oraz promieniowania świetlnego. W obszarze warstwy kompozytowej nie zaobserwowano przebarwień, co sugeruje, że ciemne pola są bezpośrednio związane z degradacją warstwy podkładu polimerowego nakładanego po procesie anodowym.

Szczegółowe obserwacje powierzchni przełomów, przeprowadzone z wykorzystaniem elektronowego mikroskopu skaningowego, wykazały występowanie szeregu form morfologicznych zniszczenia. Najbardziej reprezentatywne przejawy procesów degradacji złącz zakładkowych zostały zestawione na rysunkach 61-72. Mikrofotografie próbek referencyjnych



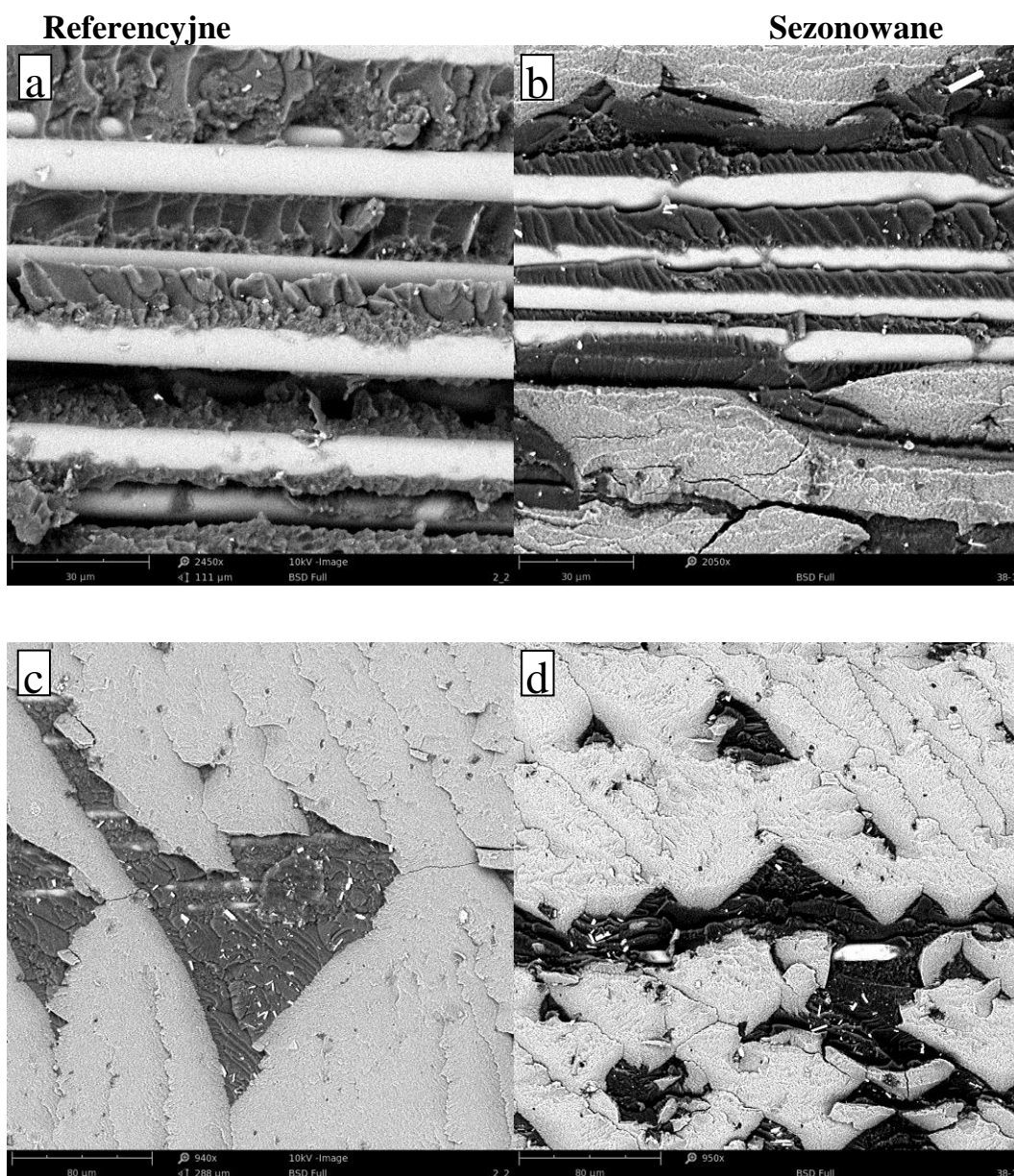
przedstawiono w kolumnie po lewej stronie, natomiast po prawej próbek sezonowanych.



Rys. 61. Mikrofotografie powierzchni przelomów złącz zakładkowych a-d, przekrój granicy rozdziału metal-kompozyt e-f dla złącz z grupy AIG [0]

Powierzchnie blach metalowych (rys. 61 a, b) ujawniają pozostałości materiału kompozytowego na tle warstwy metalowej. Pozostałości kompozytu zarówno dla próbek referencyjnych jak i sezonowanych mają zbliżone kształty i posiadają podobną koncentrację. Drobne różnice można zaobserwować na krawędziach obserwowanych fragmentów, które są dla próbek sezonowanych bardziej ostre a ich odcinki prostoliniowe. Nie posiadają również zagiętych naroży. Powierzchnia odcisków włókien (rys. 61 c, d) wykazuje w obu przypadkach siatkę pęknięć na dnach odcisków. W obszarach odcisków zlokalizowano fragmenty pokruszonych włókien zbrojących. Przekroje warstw metalowych (rys. 61 e, f) obserwowane z wykorzystaniem mikroskopu optycznego ujawniają degradację wierzchniej warstwy blachy w obszarze styku z warstwą kompozytową. Próbki po sezonowaniu wykazują większą ilość drobnych fragmentów pochodzących z warstwy anodowej luźno związanych z powierzchnią.

## AIG [90]

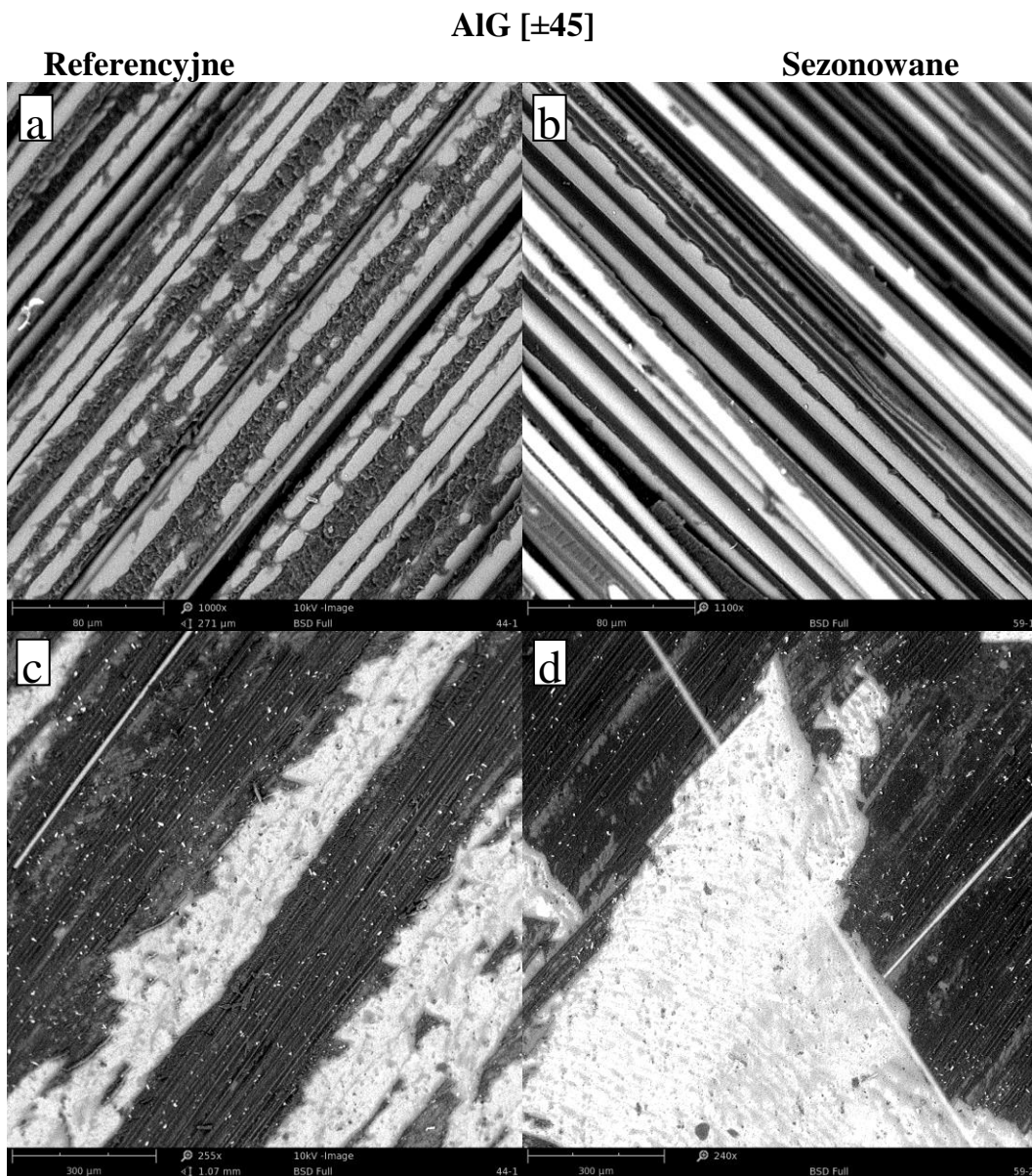


Rys. 62. Mikrofotografie powierzchni przełomów złącz zakładkowych z grupy AIG [90]

Przełomy próbek w układzie [90] ujawniają zniszczenie warstwy kompozytowej. W obu przypadkach można zaobserwować odsłonięte powierzchnie boczne włókien oraz silnie odkształcone fragmenty żywicy na powierzchni włókien (rys. 62 a-b).

W miejscach gdzie warstwa kompozytowa nie została naruszona, na jej powierzchni można zaobserwować duże obszary oderwanej od blachy warstwy anodowej. Fragmenty warstwy są pokryte licznymi pęknięciami (rys. 62 c-d). Obserwacje wykazały również, że pokrywająca kompozyt warstwa anodowa dla

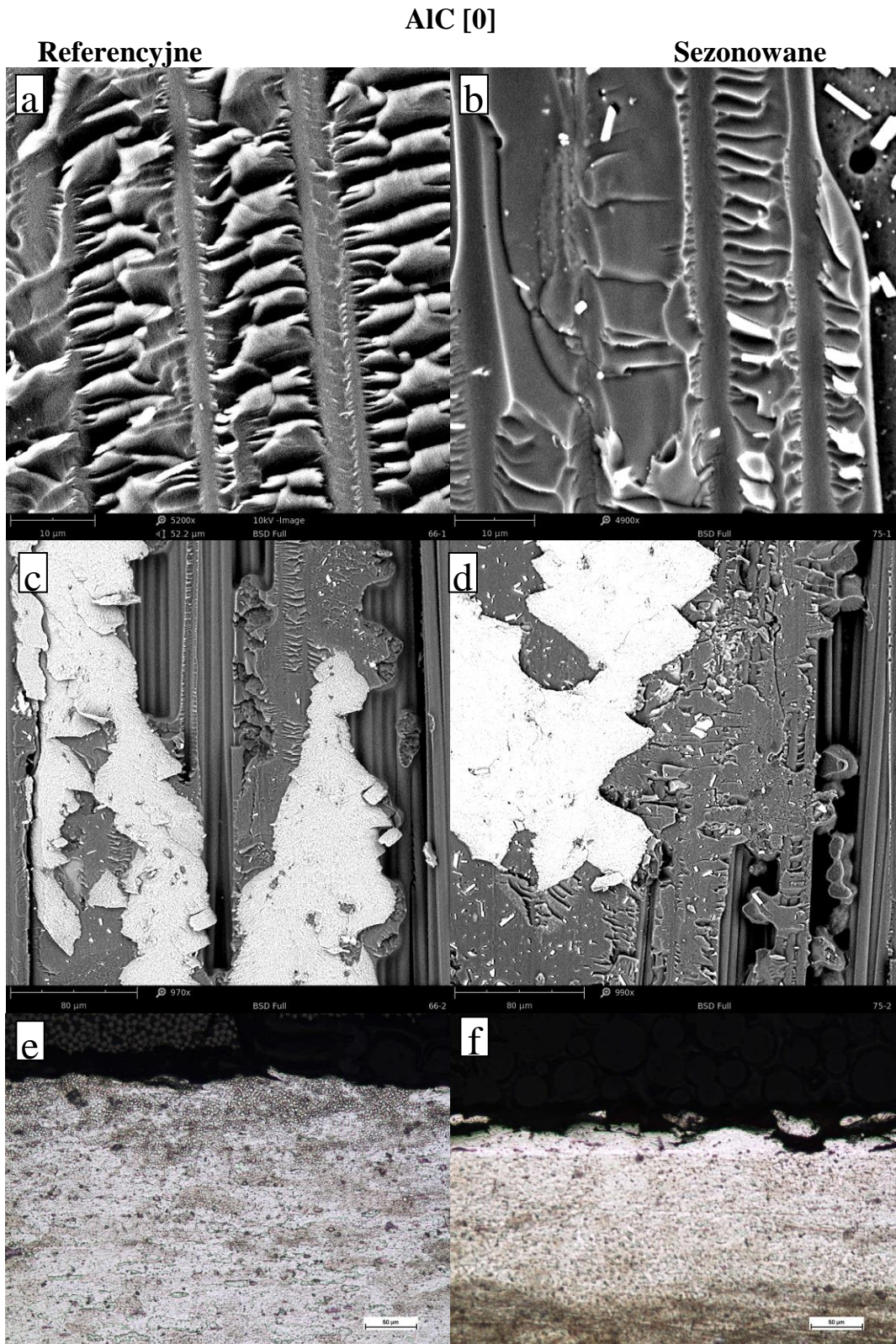
próbek po sezonowaniu charakteryzuje się większą koncentracją pęknięć i luźno związanych fragmentów.



Rys. 63. Mikrofotografie powierzchni przełomów złącz zakładkowych z grupy AIG [ $\pm 45$ ]

Zniszczenie połączeń zakładkowych w układzie [ $\pm 45$ ] koncentruje się w obszarze warstwy kompozytowej. Zaobserwowano liczne pęknięcia biegnące równoległe do ułożenia włókien zbrojących (rys. 63 a-b).

Powierzchnia blach metalowych częściowo pokryta jest materiałem polimerowym (rys. 63 c-d). Nie stwierdzono uszkodzeń warstwy anodowej na powierzchni blachy. Nie stwierdzono istotnych różnic morfologicznych obserwowanych form zniszczenia.

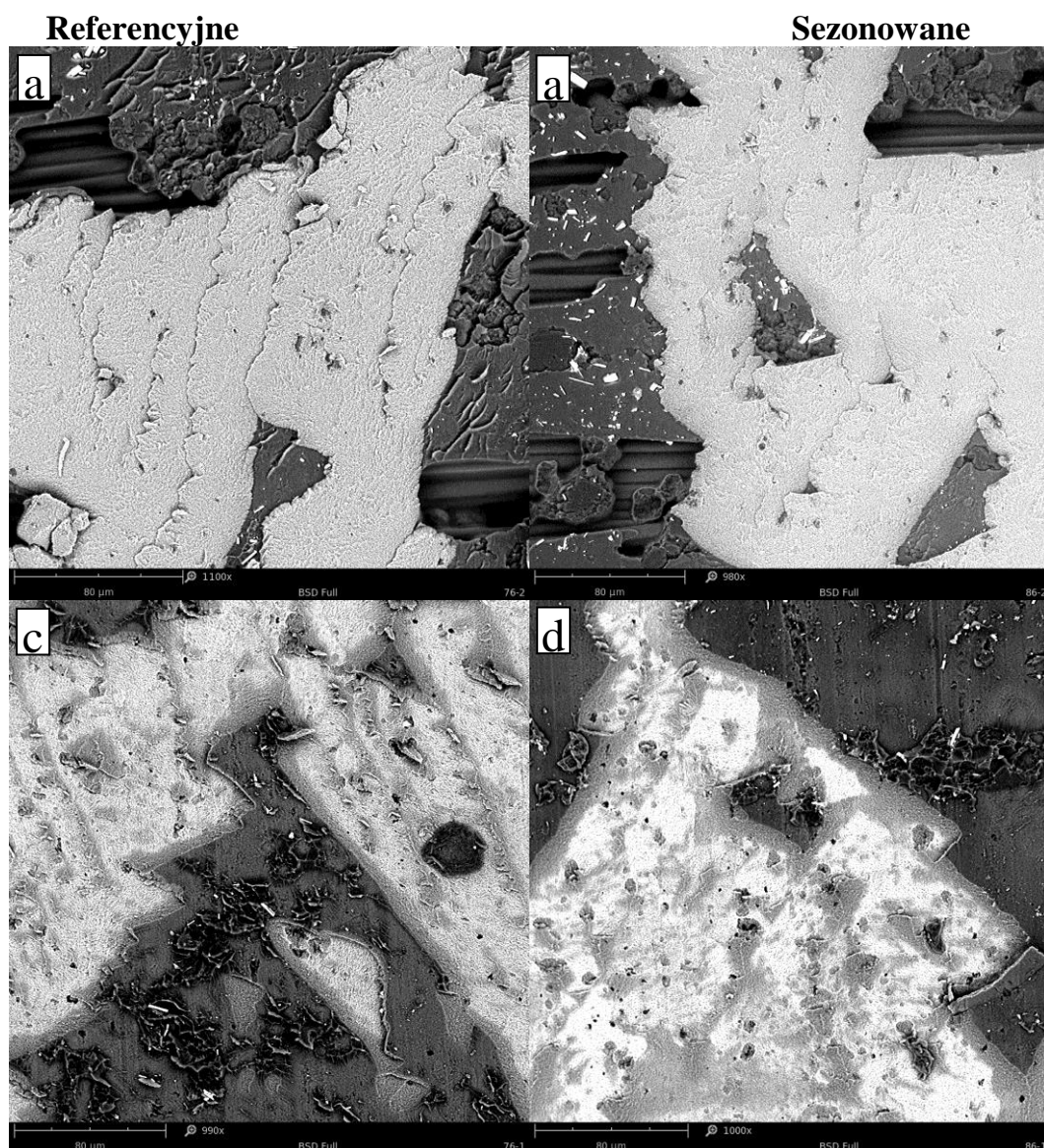


Rys. 64. Mikrofotografie powierzchni przelomów złącz zakładkowych a-d, przekrój granicy rozdziału metal-kompozyt e-f dla złącz z grupy AIC [0]

Przełomy próbek zbudowanych w oparciu o kompozyt węglowo-epoksydowy w układzie [0] ujawniają zniszczenie zarówno w obszarze kompozytu (rys. 64 a, b) jak i warstwy anodowej (rys. 64 c, d). Widoczne na powierzchni przełomu fragmenty żywicy są silnie odkształcone, szczególnie dla próbek referencyjnych.

Analogicznie do próbek AlG [0] oderwane od metalu fragmenty warstwy anodowej posiadają bardziej zaokrąglone i odkształcone krawędzie (próbki referencyjne). Bezpośrednie obserwacje przekroju blach metalowych (rys. 64 e, f) wskazują na znaczne uszkodzenia ich powierzchni. Podobnie jak w przypadku układu AlG [0] więcej uszkodzonych fragmentów warstwy wierzchniej zaobserwowano po sezonowaniu.

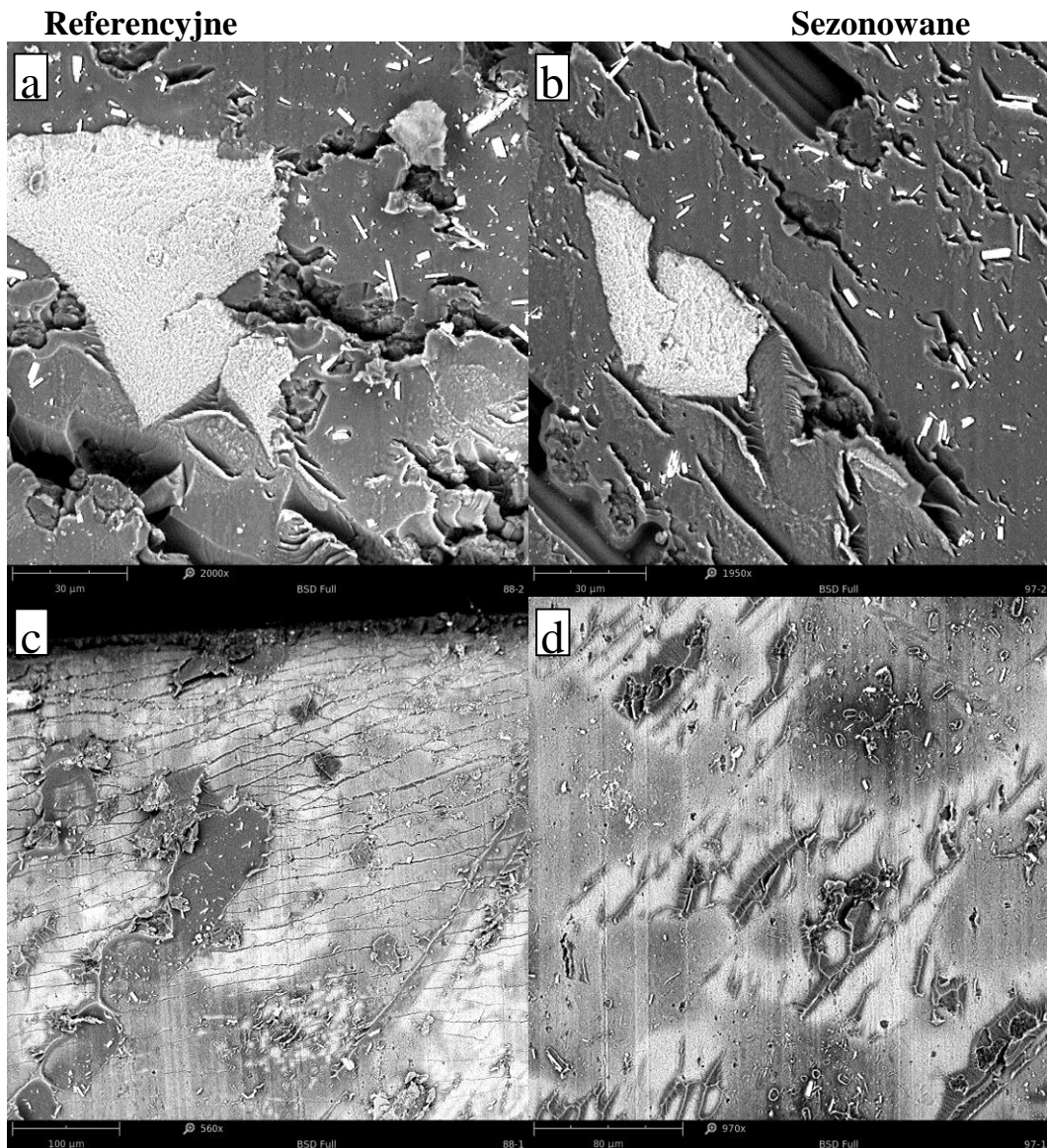
## AIC [90]



Rys. 65. Mikrofotografie powierzchni przełomów złączy zakładkowych z grupy AIC [90]

Przełomy próbek z grupy AIC w układzie [90] ujawniają mieszany charakter. Zniszczeniu uległy zarówno warstwa kompozytowa jak i powierzchnia blachy metalowej (rys. 65 a-d). Regularnie powtarzające się wzory pokrywają obie badane powierzchnie. Nie stwierdzono istotnych różnic morfologicznych pomiędzy próbkami referencyjnymi oraz sezonowanymi.

## AIC [ $\pm 45$ ]

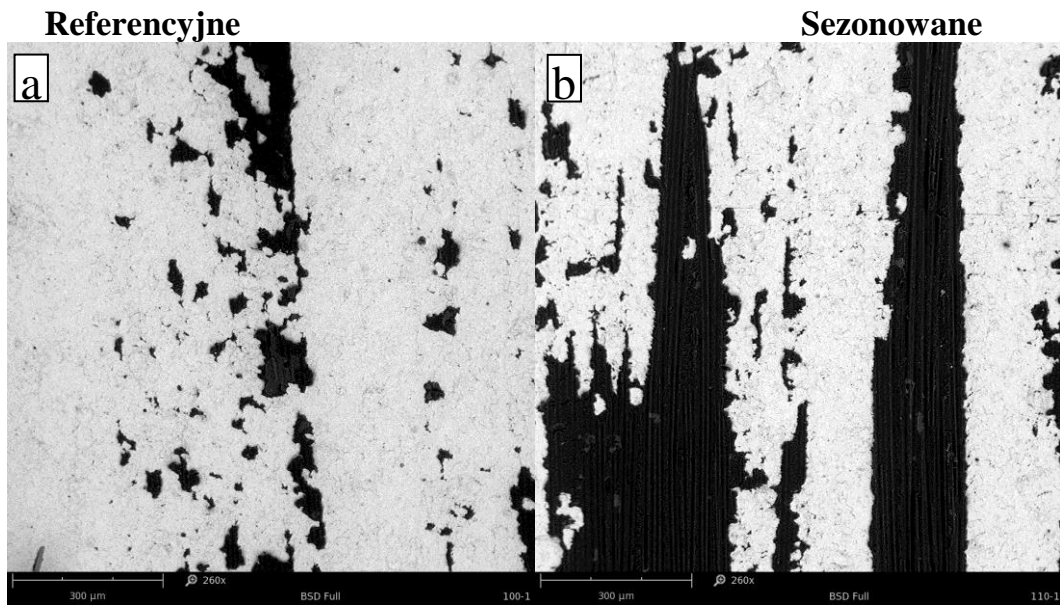


Rys. 66. Mikrofotografie powierzchni przelomów złączeń zakładkowych z grupy AIC [ $\pm 45$ ]

Przełomy próbek z grupy AIC o orientacji [ $\pm 45$ ] wykazują analogiczne cechy morfologiczne jak próbki wzmocnione kompozytem szklano-epoksydowym w tym samym układzie. Objawy zniszczenia skoncentrowane są w obszarze warstw kompozytowych, których powierzchnia pokryta jest licznymi pęknięciami (rys. 66 a, b). Na powierzchni blachy widoczne są liczne drobne ślady żywicy (rys. 66 c, d). Pęknięcia widoczne na rysunku zlokalizowane na krawędzi złącza są wynikiem działania momentu zginającego (rys. 66 c).

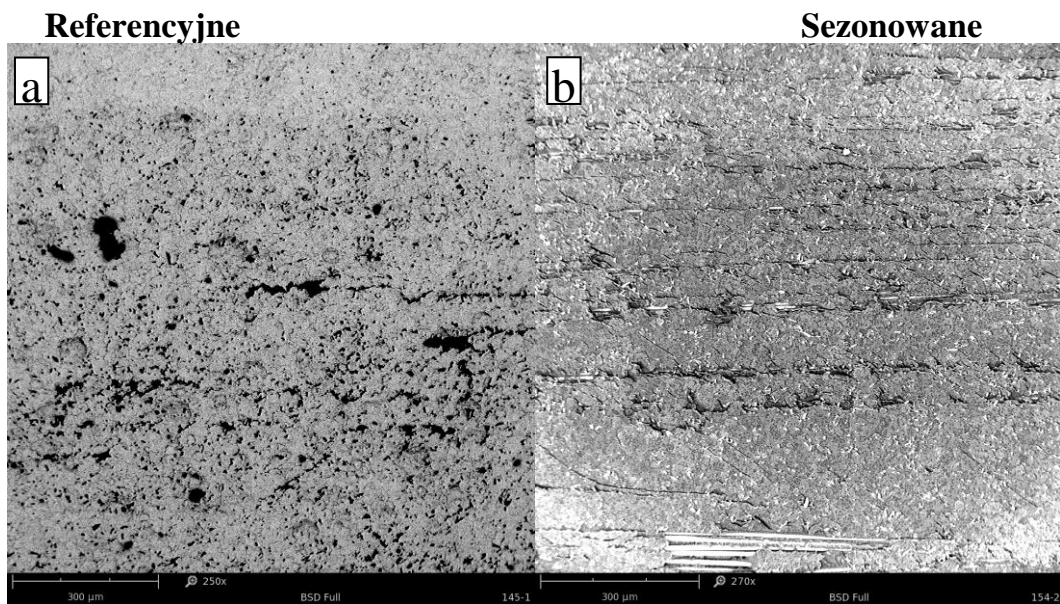


**TiG [0]**



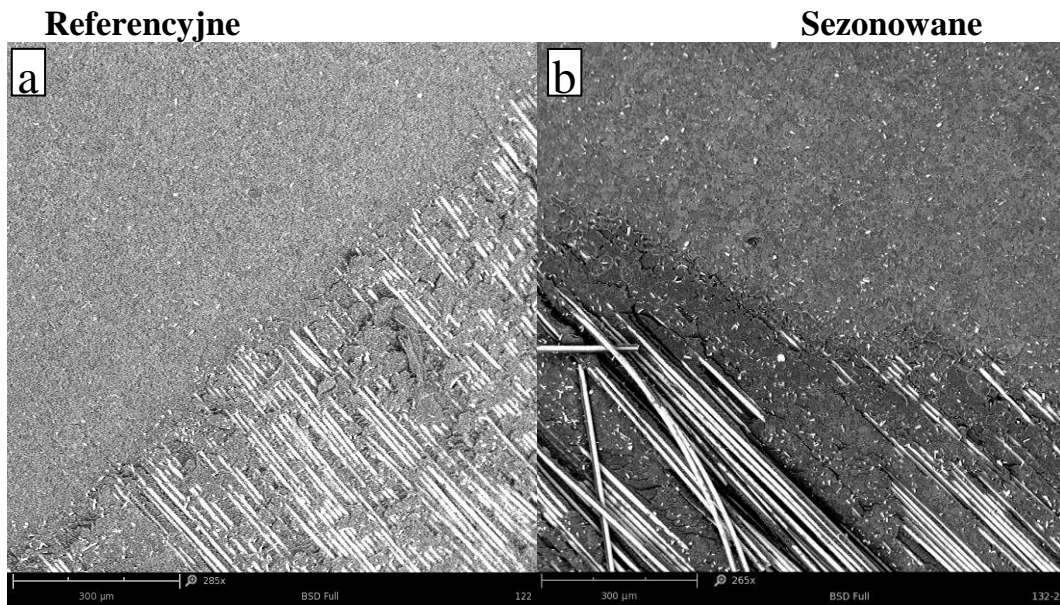
Rys. 67. Mikrofotografie powierzchni przełamów złączy zakładkowych z grupy TiG [0]

**TiG [90]**



Rys. 68. Mikrofotografie powierzchni przełamów złączy zakładkowych z grupy TiG [90]

## TiG [ $\pm 45$ ]

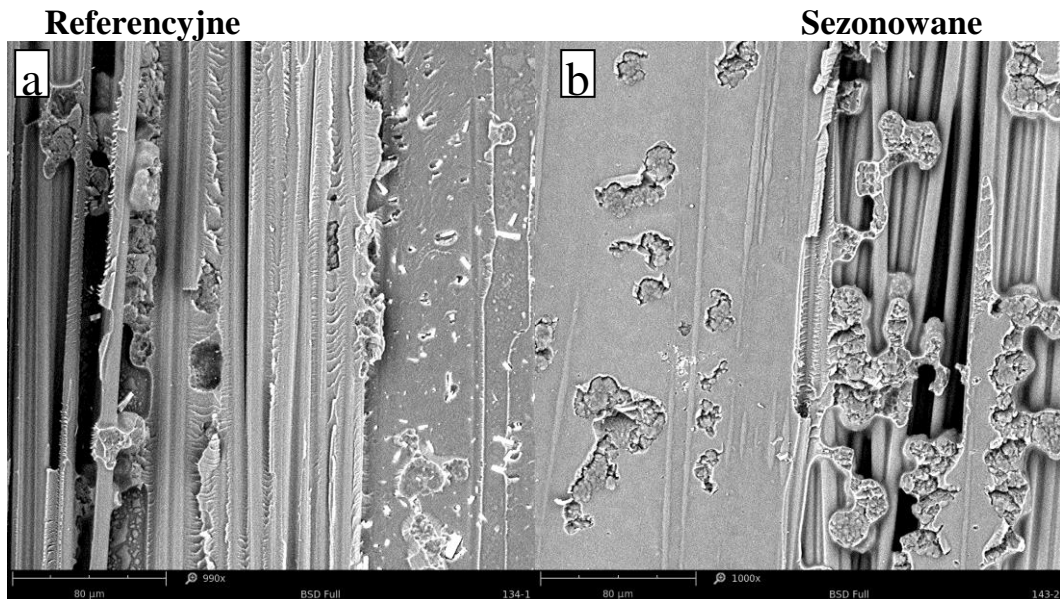


Rys. 69. Mikrofotografie powierzchni przełomów złączy zakładkowych z grupy TiG [ $\pm 45$ ]

Przedstawione powierzchnie przełomów złączy zakładkowych zbudowanych w oparciu o blachy tytanowe i kompozyt szklano-epoksydowy ujawniają odmienne formy morfologiczne w stosunku do opisywanych powyżej złączy zbudowanych w oparciu o blachy ze stopu aluminium. Obserwowany przełom próbek z grupy TiG w układzie [0] (rys. 67 a, b) wskazuje na nieliczne pozostałości fragmentów warstwy polimeru na powierzchni blach. Powierzchnie przełomów od strony warstw kompozytowych w układzie [90] (rys. 68 a, b) posiadają relatywnie płaską powierzchnię na obszarach, dla których podczas badań makroskopowych obserwowano ciemne bądź odbarwione obszary. Zjawisko jest szczególnie widoczne dla próbek w układzie [ $\pm 45$ ], gdzie w strefach przeciwnych do granic ciemnych obszarów obserwowanych na części metalowej następuje zmiana morfologii przełomów (rys. 69 a, b), zarówno dla próbek sezonowanych jak i referencyjnych. W pozostałych obszarach zniszczenia koncentrują się w strefie przypowierzchniowej warstwy kompozytowej. Występowanie odbarwień i ciemnych obszarów jest prawdopodobnie spowodowane niejednorodnością właściwości powierzchniowych blach tytanowych powstałymi w procesie anodowania. Sezonowanie sprzyja utlenianiu się polimerowej warstwy podkładowej

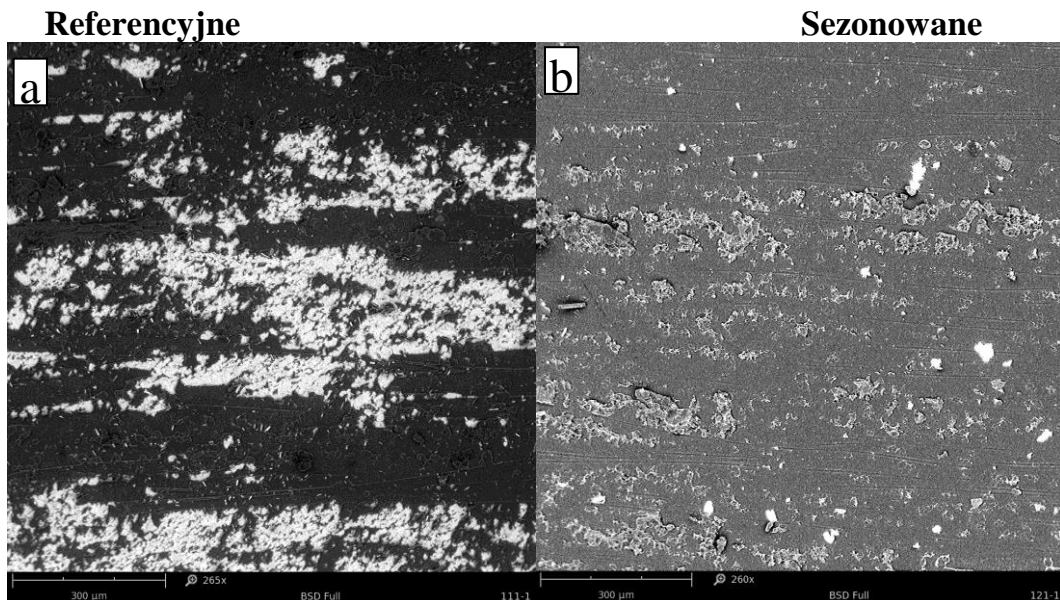
w obszarach, gdzie nie jest ona dobrze związana z podłożem, co potwierdza charakter uzyskanych przełomów.

### TiC [0]



Rys. 70. Mikrofotografie powierzchni przełomów złącz zakładkowych z grupy TiC [0]

### TiC [90]

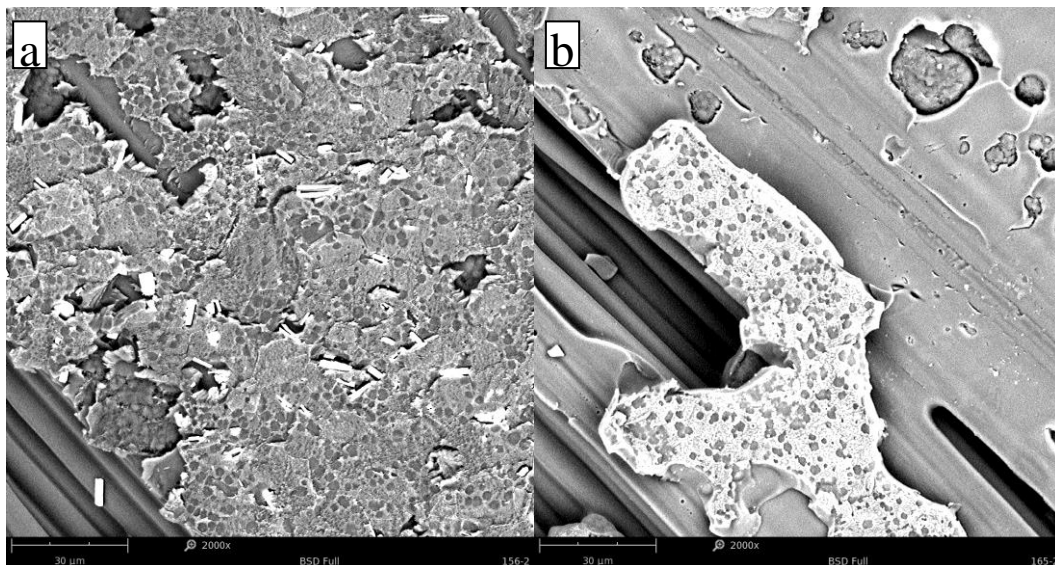


Rys. 71. Mikrofotografie powierzchni przełomów złącz zakładkowych z grupy TiC [90]

## TiC [ $\pm 45$ ]

Referencyjne

Sezonowane



Rys. 72. Mikrofotografie powierzchni przełomów złącz zakładkowych z grupy TiC [ $\pm 45$ ]

Przełomy obserwowane na próbkach z grupy TiC w układzie [0] wskazują na występowanie drobnych różnic morfologicznych w obszarze warstw kompozytowych (rys. 70 a, b), które korespondują z ustaleniami dla poprzednio opisywanych grup. W obu przypadkach przełomy mają charakter mieszany adhezyjno-kohezyjny, ale udział odkształceń trwałych osnowy polimerowej jest wyraźnie większy w przypadku próbek referencyjnych. Dla próbek w układach [90] (rys. 71 a, b) oraz [ $\pm 45$ ] (rys. 72 a, b) zaobserwowano występowanie drobnych fragmentów warstwy anodowej na powierzchni części kompozytowej.

Sezonowanie wpływa na zwiększenie udziału obszaru zniszczenia o charakterze adhezyjnym.

## 8. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

W pracy przeprowadzono badania dotyczące analizy wpływu temperatury na charakter zniszczenia oraz wybrane właściwości mechaniczne laminatów metalowo-włóknistych. Analiza literatury nie wykazała występowania pozycji wskazujących na rozwiązanie analizowanego problemu. Zakres cytowanych pozycji dotyka wybiórczo omawianej w pracy problematyki. W oparciu o analizę literatury i badania wstępne wytypowano materiały na komponenty oraz układy, wg. których wytworzono laminaty metalowo-włókniste poddane badaniom. Zakres badań zawierał: badania statyczne wytrzymałości na rozciąganie, badania termomechaniczne metodą DMA, badania połączeń zakładkowych sezonowanych w podwyższonej temperaturze oraz analizę zniszczenia materiału badawczego po wykonaniu badań mechanicznych w oparciu o obserwacje makro i mikroskopowe.

Analiza literatury oraz badania własne pozwalają na sformułowanie następujących ogólnych konkluzji:

- Przeprowadzone badania wykazały, że zarówno właściwości mechaniczne jak i charakter zniszczenia laminatów badanych w różnych temperaturach różnią się znacząco.
- Możliwe jest przewidywanie wybranych właściwości laminatów w oparciu o wykorzystanie danych z badań komponentów laminatów oraz współczynnika MVF w różnych temperaturach.
- W zależności od rodzaju obciążenia oraz warunków temperaturowych wytrzymałość laminatu może zależeć zarówno od poszczególnych jego komponentów jak i ich połączenia.

W oparciu o wyniki badań własnych sformułowano następujące wnioski szczegółowe:

- Badania wytrzymałości na rozciąganie wykazały, że spadek temperatury powoduje zwiększenie sztywności przy jednoczesnym zmniejszeniu wartości odkształceń niszczących dla wszystkich badanych laminatów; laminaty wzmacniane kompozytem szklano-epoksydowym charakteryzują się wyższą wytrzymałością na rozciąganie w niskich temperaturach, natomiast laminaty

wzmacniane kompozytem węglowo-epoksydowym uzyskały wartości niższe niż w temperaturze referencyjnej.

- Obniżanie temperatury sprzyja powstawaniu przełomów kruchych i łupliwych w obszarze kompozytu oraz zmniejsza udział odkształceń plastycznych w warstwach metalowych. W skrajnych przypadkach może to prowadzić do powstawania niewidocznych pod nienaruszoną warstwą metalu uszkodzeń warstw kompozytowych i znacznego spadku nośności struktury. Generowanie przełomów w warstwach kompozytu wzmacnianego włóknami węglowymi w ułożeniu [0] w temperaturze 153K wiąże się z uwalnianiem znacznej ilości energii odkształcenia sprężystego i z dużym prawdopodobieństwem katastroficznego zniszczenia wszystkich warstw laminatu.
- Zarówno blachy ze stopu aluminium jak również tytanowe wykazują się wzrostem wytrzymałości w temperaturach obniżonych oraz niewielkim spadkiem właściwości w temperaturze 358K. Laminaty na bazie blach tytanowych charakteryzują się większą wytrzymałością, jednak większa gęstość tytanu powoduje, że wytrzymałość właściwa tego typu laminatów pozostaje niższa niż laminatów na bazie blach ze stopu aluminium.
- Badania połączeń zakładkowych wykazały znaczący wpływ długotrwałego sezonowania w temperaturze zbliżonej do temperatury zeszklenia żywicy M12 na wytrzymałość połączeń zakładkowych, przy czym widoczne makroskopowo przejawy degradacji złącz w postaci przebarwień na powierzchniach przełomów nie mają decydującego wpływu na wytrzymałość połączeń. Próbkę z grup A1G oraz TiG uległy umocnieniu, natomiast próbki z grup A1C i TiC uległy osłabieniu. Biorąc pod uwagę obserwowane tendencje decydujący wpływ na spadek właściwości mechanicznych badanych próbek ma rodzaj włókien zbrojących warstwę kompozytową.
- Porównanie wyników badań złącz zakładkowych w zależności od rodzaju blach metalowych wskazuje wyraźnie, że próbki wykonane w oparciu o blachy tytanowe charakteryzują się mniejszą nośnością w porównaniu do złącz zbudowanych w oparciu o blachy ze stopu aluminium. Dodatkowo obserwacje makro i mikroskopowe zniszczonych próbek wskazują na dominację przełomów

adhezyjnych, co świadczy bezpośrednio o niewystarczającej jakości wiązania na granicy metal-kompozyt dla blach tytanowych. Konieczne są zatem badania nad poprawą sposobów przygotowania powierzchni tytanu pod połączenie z materiałem kompozytowym, aby w pełni wykorzystać potencjał blach tytanowych, jako komponentów do wytwarzania laminatów FML.

- Badania cieplno-mechaniczne (DMA) wykazały, że właściwości wysokotemperaturowe laminatów są zależne w największym stopniu od wartości temperatury zeszklenia osnowy polimerowej, która wyznacza graniczną wartość, po przekroczeniu której obserwuje się znaczący spadek właściwości mechanicznych laminatów.
- Analiza fraktograficzna wykazała występowanie znaczących różnic oraz korelacji pomiędzy morfologią obszarów zniszczenia dla poszczególnych typów laminatów oraz warunków badania. Dominujące formy niskotemperaturowe w porównaniu do warunków referencyjnych to: kruche pękanie włókien oraz osnowy, fragmentacja i rozległy zasięg obszarów zniszczenia. W zależności od kierunków ułożenia warstw kompozytowych zaobserwowano formy zniszczenia z dominującą rolą włókien wzmacniających dla laminatów w układzie [0], z dominacją form zniszczenia w obszarze osnowy dla laminatów w układzie [ $\pm 45$ ], oraz form mieszanych z uwzględnieniem granicy rozdziału metal-kompozyt dla układu [0,90].

W wyniku przeprowadzonych badań opracowano:

- Zestawienie właściwości oraz kluczowych form degradacji umożliwiających przewidywanie właściwości oraz zwiększanie odporności laminatów metalowo-włóknistych na różne warunki temperaturowe (tabela 6):

Tabela 6. Właściwości oraz kluczowe mechanizmy degradacji badanych laminatów FML w różnych warunkach temperaturowych

		Temperatura obniżona $\geq 153K$ wytrzymałość na rozciąganie		Temperatura podwyższona $\leq T_g$ wytrzymałość na rozciąganie		Zrywanie połączenia zakładkowego					
		Właściwości		Kluczowe mechanizmy degradacji		Właściwości		Kluczowe mechanizmy degradacji		Referencyjne	Łługotrwałe sezonowanie $\sim T_g$
										Właściwości	Kluczowe mechanizmy degradacji
Laminat FML	AIG	Właściwości determinują komponenty na zasadzie superpozycji	Krucho pękanie, akumulacja mikrouszkodzeń	Właściwości determinują komponenty na zasadzie superpozycji	Krucho pękanie włókien oraz plastyczne pękanie osnowy	Właściwości determinują: jakość połączenia adhezyjnego, rodzaj i orientacja włókien zbrojących	Pękanie krucho-plastyczne. Dominujący przełom: adhezyjno-kohezyjny	Pękanie krucho-plastyczne. Dominujący przełom: adhezyjno-kohezyjny			
	AIC										
	TiG										
	TiC										
Włókna zbrojące	Szklane	Niewielkie umocnienie do około 5%	Krucho pękanie, gwałtowna dyssypacja energii	Stabilne	Krucho pękanie	Właściwości zależne od ukierunkowania, ograniczony udział w pracy złącza	Nieznaczną degradacją				
	Węglowe	Niewielkie osłabienie do około 5%									
Osnowa polimerowa	M12, M21	Wzrost kruchości	Krucho pękanie, fragmentaryzacja, pękanie na granicy rozdziału włókno-osnowa	Uplastycznienie osnowy, zwiększenie odkształceń	Dominacja zjawisk plastycznych przy pękaniu, zwiększenie odkształceń	Właściwości dominujące w pracy złącza	Przełomy krucho-plastyczne	Umocnienie na skutek wzrostu gęstości sieciowania, wzrost kruchości			
Warstwy metalu	Al	Umocnienie do około 10%	Pękanie plastyczne	Osłabienie do około 10%	Pękanie plastyczne			Pękanie warstwy anodowej	Wzrost gęstości pęknięć warstwy wierzchniej		
	Ti					Brak uszkodzeń		Brak uszkodzeń			
Granica rozdziału metal-kompozyt	AIG	Wzmocnienie wiązań adhezyjnych	Delaminacja	Stabilne, relaksacja naprężeń własnych	Delaminacja o małym polu powierzchni	Dobre właściwości adhezyjne	Uszkodzenie warstwy wierzchniej metalu i kompozytu, przełom adhezyjno-kohezyjny				
	AIC										
	TiG	Wzmocnienie wiązań adhezyjnych	Delaminacja na znacznym obszarze		Delaminacja o rozległym polu	Niski poziom adhezji	Przełom adhezyjny				
	TiC		Delaminacja - całkowite odspojenie warstw								
Warstwa kompozytowa i granica rozdziału warstw kompozytu	[0]	Ciągłość warstwy brak efektu granicznego na granicy rozdziału	Krucho pękanie na rozległym obszarze w objętości warstwy	Uplastycznienie osnowy powoduje gorszą dystrybucję naprężeń	Krucho pękanie włókien, widoczne odkształcenia osnowy	Odsłonięte krawędzie złącza, możliwość oddziaływania środowiska	Niewielkie uszkodzenia warstw, wyrywanie włókien				
	[0,90]	Anizotropia, silny efekt graniczny	Wysoka gęstość pęknięć w poprzek warstwy [90], dominujący przełom w warstwie [0]	Granica rozdziału bardziej podatna na odkształcenia	Dominujący przełom warstwy [0], niewielka strefa zniszczenia		Wtórne pękanie warstw jako efekt zginania				
	[±45]	Znaczna odkształcalność	Krucho-plastyczne ścinanie osnowy	Dominacja zjawisk plastycznych	Ścinanie między warstwowe silne odkształcenia osnowy	Duża odkształcalność największa wytrzymałość	Ścinanie na granicy rozdziału, wyrywanie włókien				

- Zestawienie głównych czynników krytycznych mających decydujący wpływ na odporność laminatów FML w różnych warunkach temperaturowych (tabela 7):



Tabela 7 Najważniejsze zidentyfikowane czynniki krytyczne

		Temperatura obniżona $\geq 153K$ wytrzymałość na rozciąganie	Temperatura podwyższona $\leq t_g$ wytrzymałość na rozciąganie	Zrywanie połączenia zakładkowego	
		Czynniki krytyczne	Czynniki krytyczne	Referencyjne	Długotrwałe sezonowanie $\sim t_g$
				Czynniki krytyczne	Czynniki krytyczne
Laminat FML	AIG	Naprężenia własne, wzrost kruchości	Temperatura zeszklenia osnowy kompozytu Graniczna wytrzymałość włókien	Siła adhezji na granicy rozdziału, wiązkość kompozytu	Zmiany fizykochemiczne na granicy rozdziału, wzrost kruchości
	AIC				
	TiG				
	TiC				
Włókna zbrojące	Szklane	Wzrost kruchości	Wytrzymałość graniczna	Orientacja włókien – w niewielkim stopniu	
	Węglowe				
Osnowa polimerowa	M12, M21	Skłonność do akumulacji mikrouszkodzeń i do kruchoego pęknięcia	Uplastycznienie osnowy – utrata możliwości przenoszenia naprężeń	-	Degradacja łańcuchów polimeru
Warstwy metalu	Al	-	-	Pęknięcie warstwy anodowej	Wzrost kruchości i pęknięcie warstwy wierzchniej
	Ti				
Granica rozdziału metal-kompozyt	AIG	Wzrost naprężeń ścinających, zniszczenie na skutek dyssypacji energii pęknięcia włókien	Spadek siły wiązań	Degradacja połączenia adhezyjnego	
	AIC				
	TiG				
	TiC				
Warstwa kompozytowa i granica rozdziału	[0]	Wzrost kruchości włókien	Uplastycznienie osnowy powodujące gorszą dystrybucję naprężeń	Połączenie na granicy rozdziału włókno-osnowa	
	[0,90]	Wzrost kruchości osnowy, anizotropia właściwości	Uplastycznienie osnowy powodujące gorszą dystrybucję naprężeń	Oddziaływanie momentu zginającego	
	[ $\pm 45$ ]	Ścinanie międzywarstwowe	Uplastycznienie osnowy, ścinanie międzywarstwowe	Ścinanie międzywarstwowe	

W wyniku analizy procesów fizyko-chemicznych, mechanizmów degradacji oraz obserwacji właściwości laminatów FML zidentyfikowano czynniki krytyczne przedstawione w tabeli 7. W dalszym etapie badań należy opracować mechanizmy kontroli tych czynników krytycznych, aby mogły być wykorzystane do zwiększania odporności na obniżoną i podwyższoną temperaturę nowo projektowanych laminatów FML.

## 9. LITERATURA

- [1] Vlot A, Gunnink J. *Fibre metal laminates: an introduction*. Springer Science & Business Media, (2011).
- [2] Vlot A. *Glare: history of the development of a new aircraft material*. Springer Science & Business Media, (2001).
- [3] Huaguan L, Yubing H, i in. *Reinforcement effects of aluminum–lithium alloy on the mechanical properties of novel fiber metal laminate*. Composites Part B: Engineering, Vol. 82, (2015), s. 72-77.
- [4] Handbook, A. S. M. "Volume 21: Composites." *American Society of Metals, International Handbook Committee*, (2001).
- [5] Abdullah, M. R., and. Cantwell W. J. *The impact resistance of polypropylene-based fibre–metal laminates*. Composites science and technology 66.11, (2006), s. 1682-1693.
- [6] Gunnink, J. W. *Design studies of primary aircraft structures in ARALL laminates*. Journal of Aircraft 25.11, (1988), s. 1023-1032.
- [7] Vogelesang, L. B., Marissen R., Schijve J. *A new fatigue resistant material: Aramide Reinforced Aluminium Laminate (ARALL)*. Delft University of Technology, (1981).
- [8] Wu H. F., Wu L. L. *Use of rule of mixtures and metal volume fraction for mechanical property predictions of fibre-reinforced aluminium laminates*. Journal of Materials Science, 29 (1994), s. 4583-4591
- [9] Beumler T. *Flying GLARE: A contribution to aircraft certification issues on strength properties in non-damaged and fatigue damaged GLARE structures*. Delft University Press, (2004).
- [10] Ritchie, R. O., Weikang Y, Bucci R. J. *Fatigue crack propagation in ARALL® LAMINATES: measurement of the effect of crack-tip shielding from crack bridging*. Engineering Fracture Mechanics, 32.3, (1989), s. 361-377.
- [11] Homan, J. J. *Fatigue initiation in fibre metal laminates*. International Journal of Fatigue, 28.4, (2006), s. 366-374.
- [12] Vlot, A. *Impact properties of fibre metal laminates*. Composites Engineering, 3.10, (1993), s. 911-927.

- [13] McCarthy, M. A., i in. *Modelling of bird strike on an aircraft wing leading edge made from fibre metal laminates–Part 2: Modelling of impact with SPH bird model*. Applied Composite Materials, 11.5, (2004), s. 317-340.
- [14] Marzuk H, i in. *Effect of Anodizing on Strength of Carbon-Fibre Aluminium-Laminated Composites*. Advanced Materials Research, Vol. 748, (2013), s. 216-221.
- [15] Hooijmeijer P.A. *Fibre metal laminates exposed to high temperatures*. In Yao Zhang, Beijing, China, ICCM, (2001) s. 1-10
- [16] Sinmazçelik, T. i in. *A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods*. Materials & Design, 32(7), (2011), s. 3671-3685.
- [17] Bieniaś J., Surowska B. *Wpływ przygotowania powierzchni na wytrzymałość połączenia metal kompozyt w laminatach FML*. Inżynieria Materiałowa, 4 (2011) s. 341-343
- [18] Saeedikhani, M., Javidi M., Yazdani A. *Anodizing of 2024-T3 aluminum alloy in sulfuric-boric-phosphoric acids and its corrosion behavior*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 23.9, (2013), s. 2551-2559.
- [19] Molitor, P., Barron V., Young T. *Surface treatment of titanium for adhesive bonding to polymer composites: a review*. International Journal of Adhesion and Adhesives, 21.2, (2001), s. 129-136.
- [20] Capelossi, V. R. i in. *Corrosion protection of clad 2024 aluminum alloy anodized in tartaric-sulfuric acid bath and protected with hybrid sol–gel coating*. Electrochimica Acta, 124, (2014), s. 69-79.
- [21] Carey, Ch. i in. *Towards a rapid, non-contact shaping method for fibre metal laminates using a laser source*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 47.5-8, (2010), s. 557-565.
- [22] Moalli J.E. *Translating Failure into Success – Lessons Learned from Product Failure Analysis*. ANTEC (1999).
- [23] Hull. D., Clyne T.W. *Introduction to Composites Materials*. Cambridge University Press, 1996.
- [24] Calote R. L. *The Analysis of Laminated Composite Structures*. Van Norstrand Reinhold, (1969).

- [25] Lubin G. *Handbook of Composites*. Van Norstrand Reinhold, (1982).
- [26] Watt W., Petrov B. V. *Strong Fibers*. Elsevier Science, (1985).
- [27] Purslow D. *Fractographic Analysis of Failures in CFRP (Carbon Fiber Reinforced Plastics)*. United Kingdom, (1983).
- [28] Alderliesten, R. C., Homan J. J. *Fatigue and damage tolerance issues of GLARE in aircraft structures*. International Journal of Fatigue, 28.10, (2006), s. 1116-1123.
- [29] Greenhalgh E.S. *Failure analysis and fractography of polymer composite*. Woodhead Publishing Limited, (2009).
- [30] Kumar, M. S. i in. *Fractographic analysis of tensile failures of aerospace grade composites*. Mat. Res. [online], vol.15, n.6, (2012).
- [31] Cook J. Gordon J.E. *A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems*. Proceeding of the Royal Society of London, (1965).
- [32] Raab, M., Schulz E., Sova M. *The cook-gordon mechanism in polymeric materials*. Polymer Engineering & Science, 33.21, (1993) s. 1438-1443.
- [33] Marson C. Galiotis C. *On the failure of unidirectional carbon-epoxy composites*. Journal of Materials Science, 33:5311-25, (1998).
- [34] Sjogren A. *Matrix and Interface Effects on Micro-Cracking in Polymer Composites.*, Lulea University of Technology, (1997).
- [35] Takamatsu, T. i in. *Evaluation of fatigue crack growth behavior of GLARE3 fiber/metal laminates using a compliance method*. Engineering Fracture Mechanics, 70.18, (2003), s. 2603-2616.
- [36] Pieczonka, T. *Dylatometryczna metoda wyznaczania liniowego współczynnika rozszerzalności termicznej ciał stałych*. Skrypt, Akademia Górniczo-Hutnicza, Kraków (2010).
- [37] Atrey M. D. *Cryogenic engineering*. Kurs - Properties of Materials at Cryogenic Temperature, wykład 6, <http://nptel.ac.in>.
- [38] Hidnert, P, Krider H. S. *Thermal expansion of aluminum and some aluminum alloys*. Journal of Research of the National Bureau of Standards, 48.3 (1952), s. 209-220.

- [39] Hidnert P. *Thermal expansion of aluminum and various important aluminum alloys*. Journal of the Franklin Institute, 199.4, (1925), s. 539-541.
- [40] Hidnert, P. *Thermal expansion of titanium*. Research Paper RP1520 J. Res. Nat. Bur. of Std, 30, (1943) s. 101-105.
- [41] Kim, M. i in. *Tensile response of graphite/epoxy composites at low temperatures*. Composite structures, 79.1, (2007), s. 84-89.
- [42] Walsh, R. P. i in. *Low temperature properties of a unidirectionally reinforced epoxy fibreglass composite*. Cryogenics 35.11 (1995), s. 723-725.
- [43] US department of defense, Military handbook: *room-temperature design properties*, vol. MIL-HDBK-5H, (1998).
- [44] Hartwig, G., Knaak S. *Fibre-epoxy composites at low temperatures*. Cryogenics, 24.11, (1984), s. 639-647.
- [45] McElroy, D. L. i in. *Thermal expansion of epoxy-fiberglass composite specimens*. International Journal of Thermophysics, 9.2, (1988), s. 233-243.
- [46] Przybyłowicz K. *Metaloznawstwo*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, (2007).
- [47] F. Sawa, S. Nishijima Okada T. *Molecular design of an epoxy for cryogenic temperature*, J. Cryogenics 35, (1995), s. 767–769.
- [48] Timmerman, J.F. i in. *Matrix and fiber influences on the cryogenic microcracking of carbon fiber/epoxy composites*. Composites Part A, 33, (2002), s. 323–329.
- [49] Ray B. C. *Thermal shock and thermal fatigue on delamination of glass fiber reinforced polymeric composites*, Journal of Reinforced Plastics and Composites, 24, n. 1, (2005), s. 111-116.
- [50] Sethi, S. i in. *Experimental studies on mechanical behavior and microstructural assessment of glass/epoxy composites at low temperatures*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 31, n. 2, (2012), s. 77–84.
- [51] Shindo Y. i in, *Cryogenic fatigue behavior of plain weave glass/epoxy composite laminates under tension–tension cycling*, Cryogenics, 46, (2006), s. 794-798.

- [52] Kumar S. M. i in. *Mechanical Behavior of Glass/Epoxy Composites at Liquid Nitrogen Temperature*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 27, no. 9, (2008), s. 937-944.
- [53] Timmerman, J. F., Hayes B. S., Seferis J. C. *Cryogenic Microcracking of Carbon Fiber/Epoxy Composites: Influences of Fiber – Matrix Adhesion*, Journal of Composite Materials, 37, no. 21, (2003), s. 1939-1950.
- [54] Choi S. *Micromechanics, Fracture Mechanics and Gas Permeability of Composite Laminates for Cryogenic Storage Systems*. Praca doktorska, University of Florida, (2005).
- [55] Botelho, E. C. i in. *Hygrothermal effects evaluation using the Iosipescu shear test for GLARE laminates*. J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng. [online]., vol.30, n.3, (2008).
- [56] Botelho, E. C., Pardini L. C., Rezende M. C. *Evaluation of hygrothermal effects on the shear properties of CARALL composites*. Materials Science and Engineering, A 452, (2007), s. 292-301.
- [57] Park, S. Y., Choi, W. J., & Choi, H. S. *The effects of void contents on the long-term hygrothermal behaviors of glass/epoxy and GLARE laminates*. Composite Structures 92.1 (2010), s. 18-24.
- [58] Rans, C. D., Alderliesten, R. C., Benedictus, R. *Predicting the influence of temperature on fatigue crack propagation in Fibre Metal Laminates*. Engineering Fracture Mechanics 78.10 (2011), s. 2193-2201.
- [59] Schut, J. E., & Alderliesten, R. C. *Delamination growth rate at low and elevated temperatures in GLARE*. 25th International congress of the aeronautical sciences. (2006).
- [60] Reed R. P., Golda M. *Cryogenic properties of unidirectional composites*. Cryogenics, 34, (11), (1994), s. 909-928.
- [61] Pospisil, J., Klemchuk, P. P. *Oxidation inhibition in organic materials* CRC Press, Vol. 1. (1989).
- [62] Merrall, G. T., Meeks A. C. *Effect of thermal aging on mechanical properties of an epoxy resin system*. Journal of Applied Polymer Science 16.12, (1972): 3389-3392.



Projekt kluczowy POIG.0101.02-00-015/08  
„Nowoczesne technologie materiałowe stosowane w przemyśle lotniczym”