

**Dr inż. Jarosław Bieniaś**  
**Prof. dr hab. Barbara Surowska**  
**Mgr inż. Patryk Jakubczak**  
Katedra Inżynierii Materiałowej  
Wydział Mechaniczny  
Politechnika Lubelska  
Ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin, Polska  
E-mail: j.bienias@pollub.pl

## **Wpływ uderzeń wielokrotnych na rozwój uszkodzenia kompozytów polimerowych wzmacnianych włóknami**

**Słowa kluczowe:** *kompozyt, uderzenia, badania nieniszczące, uszkodzenie.*

### **Streszczenie:**

W pracy przedstawiono problematykę wpływu powtarzających się uderzeń o niskiej prędkości i niskiej energii na rozwój uszkodzenia wysokowytrzymałych kompozytów polimerowych wzmacnianych włóknem węglowym oraz szklanym. Dokonano analizy odpowiedzi laminatu na uderzenia, zidentyfikowano rodzaj i relacje pomiędzy uszkodzeniami, a także przedstawiono mechanizmy uszkodzenia w badanych laminatach poddanych wielokrotnym uderzeniom.

Na podstawie przeprowadzonych badań wykazano że: (1) materiały kompozytowe o osnowie polimerowej wzmacniane ciągłymi włóknami szklanymi i węglowymi wykazują ograniczoną odporność na wielokrotne uderzenia. O odporności laminatów na uderzenia decydują głównie właściwości i rodzaj komponentów, w szczególności włókien wzmacniających, orientacja warstw pod wpływem oddziaływania zewnętrznego; (2) badane laminaty z włóknami węglowymi charakteryzują się niższą odpornością na wielokrotne uderzenia w porównaniu do laminatów z włóknem szklanym. Świadczą o tym charakterystyki odpowiedzi laminatu na uderzenia, większy obszar uszkodzenia oraz skłonność do perforacji struktury laminatu w wyniku wielokrotnych uderzeń; (3) uderzenia wielokrotne powodują rozwój uszkodzenia głównie przez propagację uszkodzenia inicjowanego w czasie początkowych uderzeń. Do podstawowych mechanizmów uszkodzenia materiałów kompozytowych należą rozwarstwienia oraz pęknięcia osnowy; (4) wraz ze wzrostem liczby uderzeń uszkodzenie kompozytu propaguje w kierunku ułożenia włókien, szczególnie dolnych warstw kompozytu. Kolejne uderzenia mogą powodować większą kumulację naprężeń oraz energii inicjacji odpowiedzialnej za rozwój uszkodzenia w różnych obszarach materiału. Kolejne uderzenia powodują zwiększanie uszkodzenia prowadząc do stopniowego rozwoju wcześniej zainicjowanych uszkodzeń.

## 1. Wprowadzenie

Polimerowe materiały kompozytowe wzmocnione włóknami znajdują aktualnie szerokie zastosowanie w technice, głównie w przemyśle lotniczym na elementy statków powietrznych, w tym poszycia. W związku z tendencjami do zmniejszania kosztów utrzymania i masy konstrukcji statku powietrznego istnieje duże zapotrzebowanie na trwałe i odporne na uszkodzenia materiały [25]. Wymagania te spełniają struktury kompozytowe, które charakteryzują się między innymi wysoką wytrzymałością statyczną i zmęczeniową, niską gęstością oraz odpornością korozyjną. Jakkolwiek, wykazują one ograniczoną odporność na obciążenia dynamiczne siłą skupioną (*impact*) [19].

Problem odporności na uderzenia ma istotne znaczenie w eksploatacji oraz niezawodności statków powietrznych, od których w szczególności wymaga się spełnienia określonych funkcji w określonym czasie i warunkach eksploatacji. Uderzenia mogą powodować degradację poszczególnych elementów konstrukcji w konsekwencji prowadzić do skrócenia czasu ich użytkowania, wpływając ostatecznie na poziom bezpieczeństwa [21].

Obciążenia dynamiczne mogą być generowane w czasie lotu i naziemnej obsługi samolotów np. przez spadające narzędzia, kolizje z wózkami załadunkowymi i technicznymi, ciała stałe wyrzucane przez silnik oraz spod kół samolotu, a także uszkodzenie opon [22,25]. Według danych literaturowych [25] przeprowadzone naprawy elementów krytycznych kadłubów samolotów pasażerskich (Boeing 747) podczas zaplanowanego czasu ich użytkowania spowodowane były trzema typami uszkodzeń. Były to głównie pęknięcia zmęczeniowe, procesy korozji oraz uszkodzenia spowodowane uderzeniami, które stanowiły około 13%. Uderzenia mogą powodować całkowitą perforację struktury kompozytowej oraz powstawanie niewidocznych uszkodzeń wewnętrznych z licznymi rozwarstwieniami, pęknięciami osnowy kompozytu i włókien wzmocniających [1,8,11,24].

Aktualnie szereg publikowanych prac dotyczy oceny wpływu uderzeń na rozwój uszkodzenia w lotniczych strukturach kompozytowych. Richardson i współ. [19] dokonali opisu wpływu uderzeń o niskiej prędkości na stopień uszkodzenia kompozytów włóknistych w zależności od prędkości i energii uderzenia. Z przedstawionych przez autorów wniosków wynika, że uszkodzenia struktur kompozytowych po uderzeniach można podzielić na uszkodzenia propagujące wewnątrz struktury oraz uszkodzenia zewnętrzne, np. w postaci perforacji. Do czynników decydujących o charakterze uszkodzenia zaliczyć można m.in. rodzaj materiału osnowy i wzmocnienia, które decydują o mechanizmach inicjacji i propagacji uszkodzenia przy uderzeniu. Włókna węglowe ze względu na większą kruchość

i mniejsze odkształcenie do uszkodzenia w porównaniu do włókien szklanych czy aramidowych cechuje najniższa odporność na uderzenia [19]. W kompozytach wzmocnionych włóknami węglowymi dominującą formą uszkodzenia jest degradacja włókien. Natomiast w kompozytach wzmocnionych włóknem szklanym dominują rozległe rozwarstwienia w strukturze kompozytu [3]. Inni autorzy [11,20,21,23,26] oceniali wpływ ułożenia włókien oraz postaci zbrojenia na rozwój uszkodzenia kompozytów, wpływ uszkodzenia na wytrzymałość statyczną i zmęczeniową oraz wpływ warunków środowiskowych na odporność na uderzenia dynamiczne materiałów kompozytowych.

W literaturze dostępne są także nieliczne opracowania dotyczące oceny wpływu uderzeń wielokrotnych na rozwój uszkodzenia materiałów kompozytowych [10,17,18]. Autorzy wykazują, że uderzenia wielokrotne mogą przyczynić się do znacznego rozwoju uszkodzenia struktur kompozytowych przez cykliczny rozwój początkowo zainicjowanych uszkodzeń [9]. Badania wpływu obciążeń wielokrotnych realizuje się głównie w zakresie niskich energii, celem oceny rozwoju uszkodzenia postępującego od nieznacznego poziomu degradacji materiału [23]. Ma to uzasadnienie w przypadku materiałów lotniczych narażonych na tego typu uszkodzenia oraz utrudnioną ich diagnostykę. Aymerich i współ. [5] wykazał, że nawet niewielka, wewnętrzna degradacja struktury po jednokrotnym uderzeniu może redukować wytrzymałość kompozytu nawet o kilkadziesiąt procent. W przypadku uderzeń wielokrotnych, nie oceniano dotychczas wpływu rozwoju uszkodzenia na zmianę właściwości mechanicznych.

W pracy przedstawiono problematykę wpływu powtarzających się uderzeń o niskiej prędkości i niskiej energii na rozwój uszkodzenia wysokowytrzymałych kompozytów polimerowych wzmocnionych włóknem węglowym oraz szklanym. Dokonano analizy odpowiedzi laminatu na uderzenia, zidentyfikowano rodzaj i relacje pomiędzy uszkodzeniami, a także przedstawiono mechanizmy uszkodzenia w badanych laminatach poddanych wielokrotnym uderzeniom.

## **2. Materiał i metodyka**

W pracy badaniom poddano dwa rodzaje materiałów kompozytowych: kompozyty wzmocnione włóknem węglowym (CFRP) i włóknem szklanym (GFRP). Płyty kompozytowe wykonano z materiałów prepregowych o osnowie żywicy epoksydowej z włóknami węglowymi AS7J (grubość warstwy 0,13mm, Hexcel, USA) oraz włókien szklanych typu R (grubość warstwy 0,25 mm, Hexcel, USA). Objętościowa zawartość włókien w materiale kompozytowym wynosiła około 60%. W obu typach kompozytów zastosowano taki sam

układ warstw ale o różnej ilości:  $(0_6/90_6)$  dla kompozytu CFRP oraz  $(0_3/90_3)$  dla GFRP, aby uzyskać taką samą całkowitą grubość laminatów, wynoszącą 1,5 mm.

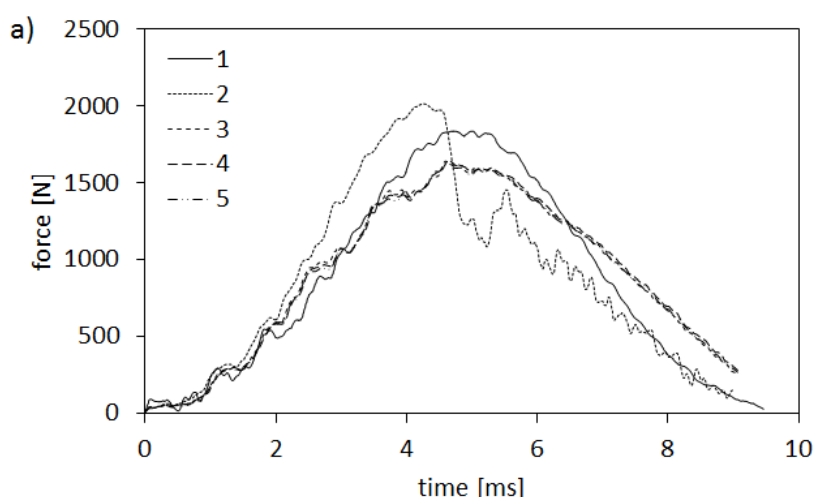
Laminaty zostały wytworzone w warunkach laboratoryjnych Katedry Inżynierii Materiałowej Politechniki Lubelskiej z wykorzystaniem metody autoklawowej (Scholz Maschinenbau, Niemcy). Proces utwardzania przeprowadzono z gradientem nagrzewania  $2^\circ\text{C}/\text{min}$  do osiągnięcia  $135^\circ\text{C}$  i utrzymania tej temperatury przez 2h. Ciśnienie i podciśnienie ustalono odpowiednio na poziomie 0,4 i 0,08 MPa.

Próby obciążeń dynamicznych prowadzono w temperaturze pokojowej, z wykorzystaniem młota spadowego (InstronDynatup 9340) z możliwością rejestracji przebiegu siły uderzenia w czasie. Badania były prowadzone w oparciu o normę ASTM D7136 [4], a wymiary próbek wynosiły  $150 \times 100$  mm. Do uderzeń wykorzystano stalowy wgłębnik sferyczny o średnicy 38,1 mm i masie 1,4 kg. Badania przeprowadzono wykonując pięć uderzeń w określonym miejscu (tym samym) z energią 5J.

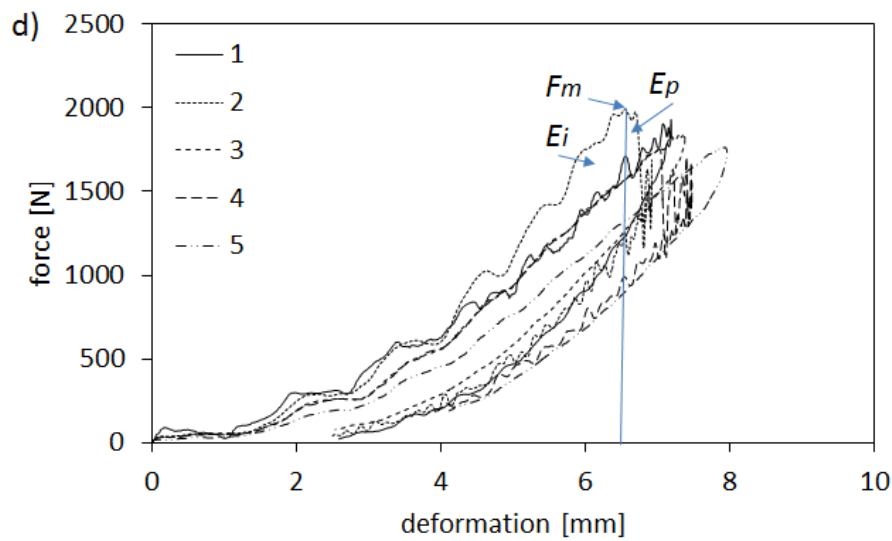
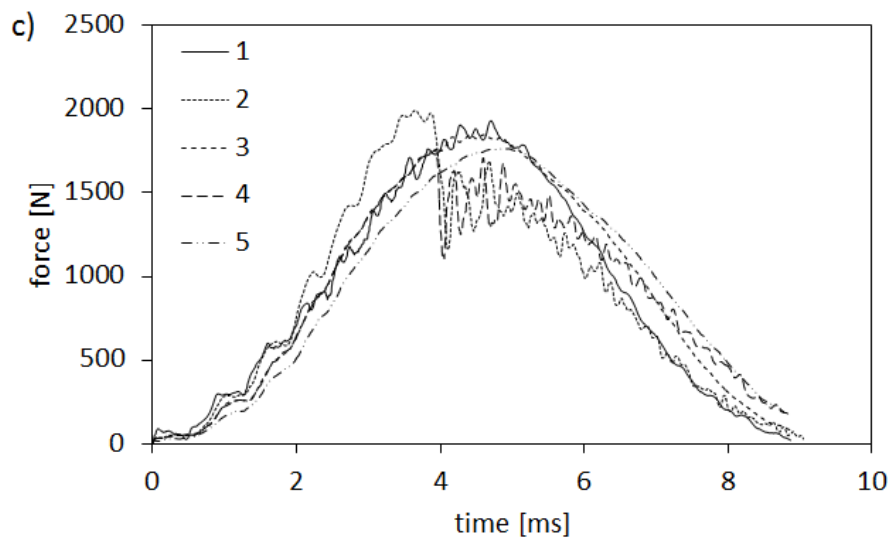
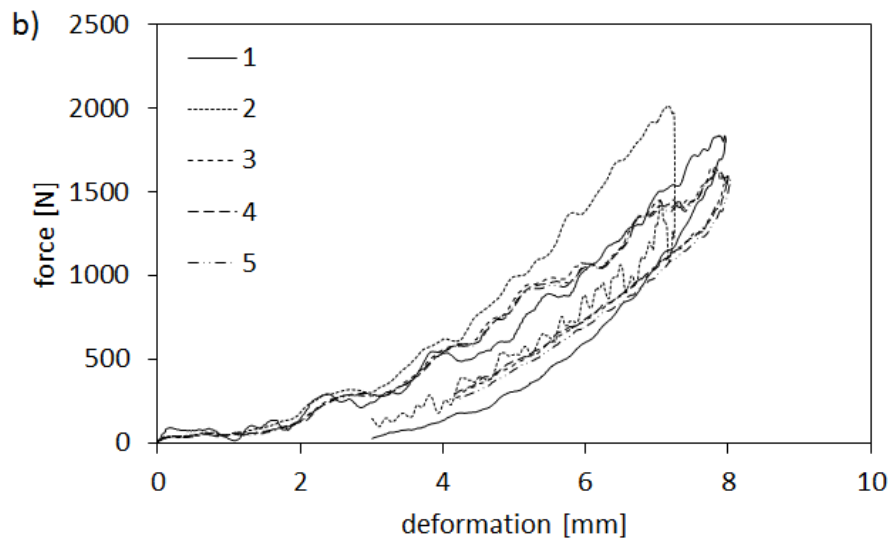
Laminaty po poszczególnych etapach uderzeń tj. pojedynczym, trzykrotnym i pięciokrotnym poddano analizie makroskopowej i badaniom nieniszczącym w celu oceny rozwoju i charakteru uszkodzenia. Do badań nieniszczących wykorzystano ultradźwiękową metodę puls-echo (OmniScan MX, OLYMPUS, JAPAN).

### 3. Wyniki i dyskusja

Typowe zależności siła uderzenia-czas ( $f-t$ ) oraz siła-przemieszczenie wgłębnika ( $f-d$ ) zarejestrowane podczas uderzeń przedstawiono na rysunku 1.



Rys. 1. Wykresy siła – czas (a,c) oraz siła – przemieszczenie (b,d) kompozytów polimerowo-włóknistych po uderzeniach wielokrotnych.



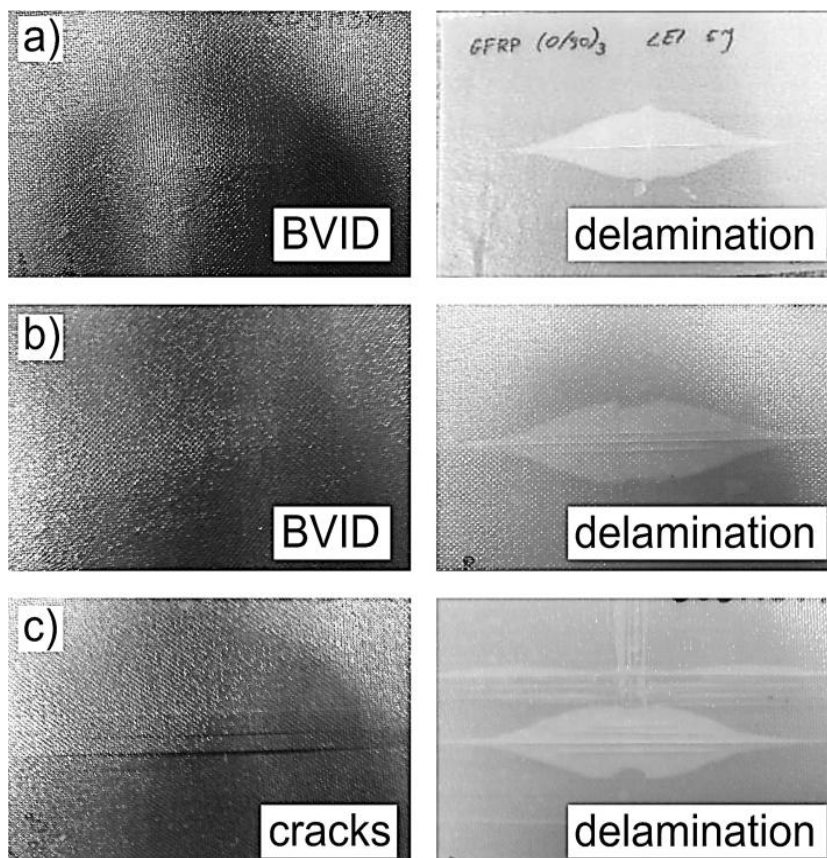
ciąg dalszy Rys. 1. Wykresy siła – czas (a,c) oraz siła – przemieszczenie (b,d) kompozytów polimerowo-włóknistych po uderzeniach wielokrotnych.

Na wykresach siła-czas można wyróżnić cztery charakterystyczne fazy zmiany siły na skutek uderzenia: fazę wstępną, fazę wzrostu siły, moment osiągnięcia siły maksymalnej  $F_m$  (rys. 1a,c) oraz fazę spadku siły. Poszczególne fazy przebiegu siły w czasie reprezentują reakcję materiału na oddziaływanie węgelnika, niezależnie od kolejnego następnego uderzenia. Pierwsza faza zmian wartości siły odpowiada za stabilizację układu. Wahania siły na tym etapie związane są z wibracjami układu materiał-węgelnik [16]. W fazie wzrostu siły są obserwowane nieznaczne wahania siły, które odpowiadają za lokalną degradację struktury kompozytowej [16]. Przy niskich energiach uderzenia następuje degradacja osnowy oraz propagacja rozwarstwień, szczególnie na granicach warstw o różnej orientacji włókien zbrojących [11]. Przy pierwszym uderzeniu obserwuje się najbardziej łagodny przebieg zmian siły. Na tej podstawie można stwierdzić, że uszkodzenie jest nieznaczne i lokalne. Taki przebieg obserwuje się zarówno dla kompozytu szklanego jak i węglowego. W materiale inicjują lokalne uszkodzenia ale nie obniżają one znacznie sztywności kompozytu, absorbując jednocześnie całość energii początkowych uderzeń. Kolejne uderzenia prowadzą jednak do występowania większych wahań siły w czasie uderzenia. Szczególnie drugie uderzenie prowadzi do nagłego spadku siły po osiągnięciu siły maksymalnej  $F_m$  (rys. 1.a,c). Obserwacje silnych spadków siły po osiągnięciu  $F_m$  odnotowali także autorzy innych prac [16,21,22]. Wnioskowali oni jednocześnie, że tego typu zmiany wartości siły wskazują na bardziej rozległe i znaczące uszkodzenie materiału, redukujące w efekcie sztywność i wytrzymałość materiału. Większy spadek siły przy drugim uderzeniu zaobserwowano w kompozycie szklanym (około 50%) (rys. 1a), natomiast mniejszy, ale charakteryzujący się większym poziomem oscylacji w kompozycie węglowym (spadek siły po osiągnięciu  $F_m$  o około 40%) (rys. 1c). Różnica wynika prawdopodobnie z różnych mechanizmów degradacji tych kompozytów pod wpływem uderzenia. Kolejne uderzenia (tj. 4 i 5) nie powodują już silnych wahań siły w czasie uderzenia (rys. 1a,c). Może to oznaczać, że kolejne uderzenia nie wpływają na inicjację nowych obszarów o znacznej degradacji struktury. Natomiast stopniowo rozwijają się zainicjowane wcześniej uszkodzenia, absorbując większość energii podczas kolejnych uderzeń. Jednocześnie czas oddziaływania materiału z węgelnikiem jest zbliżony dla wszystkich uderzeń. Chakraborty [9] w swojej pracy zaobserwował, że w kompozytach węglowych dochodzi do zarodkowania nowych miejsc delaminacji na skutek uderzeń powtórnych. Obszar pierwotnie uszkodzony podlega jednak jednocześnie silnemu rozwojowi. W prezentowanych badaniach własnych przebieg siły w czasie dla kolejnych uderzeń wskazuje jednak, że rozwój uszkodzenia jest raczej stabilny i względnie jednostajny, bez kolejnej, drastycznej utraty spójności materiału. Morais i wespół. [17] oraz Found wespół.

[10] w ocenie rozwoju uszkodzenia w zależności od liczby uderzeń otrzymali podobne zależności, wskazujące na stabilny rozwój uszkodzenia kompozytu wraz ze wzrostem liczby uderzeń. Wzajemne relacje kolejnych wykresów  $f-t$  w obu rodzajach materiałów są podobne, co wskazuje na ich zbliżone tendencje do propagacji uszkodzenia na skutek uderzeń wielokrotnych.

Na podstawie wykresów siła-przemieszczenie ( $f-d$ ) możliwa jest analiza zależności energii inicjacji ( $E_i$ ) i energii propagacji ( $E_p$ ) uszkodzenia materiału podczas kolejnych uderzeń [2,13,22]. Sohn i współ. [22] opisał, że strefa do osiągnięcia siły maksymalnej ( $F_m$ ) określa energię inicjacji uszkodzenia, a strefa po osiągnięciu siły maksymalnej energię propagacji uszkodzenia (rys. 1d). Całkowita energia zaabsorbowana przez materiał podczas uderzenia ( $E_a$ ) jest sumą energii inicjacji ( $E_i$ ) i energii propagacji ( $E_p$ ). Obserwacje wykresów ( $f-d$ ) wskazują na podobne zależności energii w laminatach szklanych i węglowych (rys. 1b,d). Spośród wszystkich uderzeń, uderzenia drugie i trzecie wykazują zauważalnie inne relacje  $E_i$  do  $E_p$ . W tych przypadkach można zaobserwować nieco wyższą wartość siły przy zbliżonym przemieszczeniu i mniejszą wartość pola energii propagacji. Może być to związane ze znacznym rozwojem uszkodzenia przy tych uderzeniach. Kształt wykresów siła-przemieszczenie nie wskazuje na perforacje laminatów. Odnotowano, że wartość przemieszczenia wgłębnika przy całkowitym spadku siły po uderzeniu jest bliska początkowej wartości przemieszczenia (po etapie stabilizacji układu). Relacja ta jest zbliżona dla obu rodzajów materiałów. Zbliżone wartości przemieszczeń po każdym następnym uderzeniu wskazują na brak odkształcenia trwałego kompozytów. Większe wartości przemieszczeń materiału przy uderzeniu odnotowano dla kompozytów z włóknem szklanym. Jest to spowodowane m.in. około dwukrotnie większym wydłużeniem do uszkodzenia włókien szklanych typu R niż wysokowytrzymałych włókien węglowych. Kruchy i wysokowytrzymały materiał charakteryzuje wyższy poziom energii inicjacji i niższy poziom energii propagacji. Kompozyt epoksydowo-węglowy może być zaliczony do tej grupy materiałów. Jednocześnie bardziej sprężyste lub plastyczne i mniej wytrzymałe materiały cechuje wyższa energia propagacji w stosunku do energii inicjacji. Do tej grupy materiałów należą kompozyty epoksydowo-szklane [6]. Większe odkształcenie może powodować większe rozwarstwienia międzywarstwiczne w kompozytach, ze względu na większe wartości poprzecznych naprężeń ścinających [11]. Większą podatność na odkształcenia przy zginaniu podczas uderzenia związane jest z niższą sztywnością jaką wykazują kompozyty GFRP w porównaniu do kompozytów CFRP.

W celu rozróżnienia reakcji na uderzenia wielokrotne kompozytów CFRP i GFRP przeprowadzono analizę ich uszkodzenia po kolejnych uderzeniach. Makroskopowy obraz kompozytów poddanych uderzeniom wielokrotnym przedstawiono na rysunku 2, gdzie wykazano niewidoczne makroskopowo uszkodzenia (BVID), pęknięcia oraz delaminacje.



Rys. 2. Makroskopowy obraz kompozytów CFRP (strona lewa) oraz GFRP (strona prawa) po jednym (a), trzech (b) oraz pięciu uderzeniach (c).

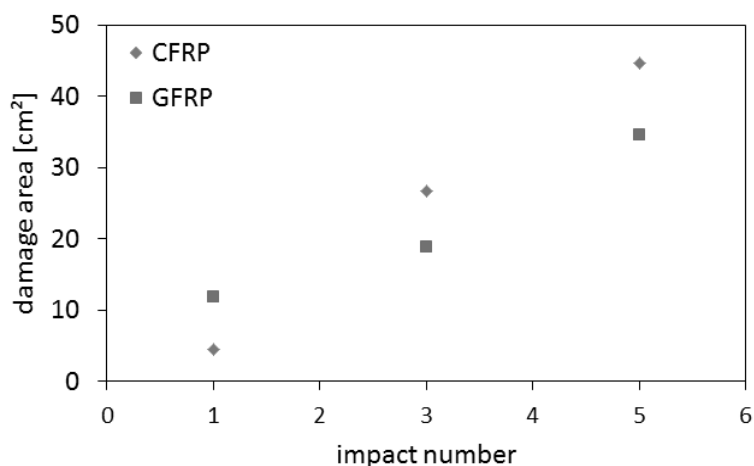
W przypadku kompozytu epoksydowo-węglowego strefa uszkodzenia charakteryzuje się niewidocznym, wewnętrznym uszkodzeniem. Po pierwszym i trzecim uderzeniu nie jest możliwa obserwacja makroskopowa propagującego w materiale uszkodzenia (rys. 2a,b). Oznacza to, że uszkodzenie ma charakter wewnętrzny i może inicjować oraz propagować w postaci rozwarstwień i pęknięć osnowy. Tego typu obszar uszkodzenia po uderzeniach z niską energią był opisywany w wielu publikowanych wynikach badań [17,19,26]. Richardson i współ. [19], powołał się na liczne badania, które opisują tego typu uszkodzenie jako niewidoczne makroskopowo uszkodzenie (ang. Non-Visible Impact Damage, NVID) lub trudno zauważalne makroskopowo uszkodzenie (ang. Barely Visible Impact Damage, BVID), które wpływają na zmniejszenie integralności strukturalnej laminatów. Uszkodzenia BVID



propagują w strukturach kompozytowych przede wszystkim przy uderzeniach z niską energią [17,26]. Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że uszkodzenie propaguje w zewnętrznych warstwach przy piątym uderzeniu. Zaobserwowano rozerwanie warstwy zewnętrznej (spodniej strony od uderzenia) wzdłuż kierunku włókien w tej warstwie (rys. 2c). Wzdłużne pęknięcie osnowy występuje praktycznie na całej długości próbki. Tego typu uszkodzenie jest spowodowane odkształceniem przy zginaniu w punkcie uderzenia. Nie zaobserwowano natomiast pęknięcia włókien w kompozycie CFRP.

W przypadku transparentnego kompozytu epoksydowo-szklanego, obserwacja makroskopowa umożliwia identyfikację uszkodzenia po kolejnych uderzeniach (rys. 2). Po pierwszym uderzeniu zaobserwowano rozległe rozwarstwienia wewnątrz struktury. Rozwój rozwarstwień jest zgodny z kierunkiem warstw kompozytu w dolnych jego warstwach. Dwukierunkowy układ warstw laminatu (0/90) spowodował dominację uszkodzenia przez rozwarstwienia. Rozwarstwienia w laminatach poddanych uderzeniom zaobserwowano w warstwach pośrednich na powierzchni rozdziału warstw o różnej orientacji włókien. Kształt rozwarstwień jest owalny, osie głównie rozwarstwień są zgodne z kierunkiem orientacji włókien w niższej warstwie. Według Richardson i współautorów [19] rozwarstwienia propagują w obszarach bogatych w żywicę, pomiędzy warstwami o różnej orientacji włókien. Kształt delaminacji wynika z rozkładu naprężeń ścinających w obszarze wokół punktu uderzenia, z niskiej wytrzymałości osnowy na ścinanie w płaszczyznach międzywarstwowych oraz przez propagujące pęknięcia w osnowie od zginania warstw [11].

Układ 0/90 charakteryzuje się największą anizotropią sztywności na granicy warstwy 0 i 90, w której dominujące są naprężenia ścinające. W kompozycie GFRP uderzenia trzecie i piąte powodują rozwój delaminacji oraz powstawanie pęknięć osnowy także w zewnętrznych warstwach kompozytu. Uderzenie trzecie powoduje inicjację pęknięć osnowy także w kierunku 0. Przy piątym uderzeniu następuje dalsza propagacja tych pęknięć (rys. 2c). W celu wyznaczenia tendencji rozwoju uszkodzenia na skutek uderzeń wielokrotnych wyznaczono pole powierzchni uszkodzenia kompozytów po uderzeniach pierwszym, trzecim i piątym. Zależność pola powierzchni uszkodzenia od liczby uderzeń przedstawiono na rysunku 3.



Rys. 3. Pole powierzchni uszkodzenia kompozytów w zależności od liczby uderzeń.

Pole powierzchni uszkodzenia jest jednym z najczęściej stosowanych kryteriów oceny wpływu uderzeń o niskiej prędkości na stan struktury materiałów kompozytowych [4,14,22]. Pole powierzchni uszkodzenia oznaczane metodami NDT obejmuje wszystkie, wykrywalne rodzaje uszkodzenia, które mogą występować w strukturach kompozytowych. Należą do nich głównie rozwarstwienia i pęknięcia. Wyznaczenie obszaru uszkodzenia po uderzeniach determinuje pole powierzchni największego rozwarstwienia. W przypadku układów włókien z wieloma granicami warstw o różnej orientacji włókien pola powierzchni uszkodzenia w poszczególnych międzywarstwach nie są sumowane [14,15]. W przypadku badanych materiałów rozwarstwienie propaguje głównie na granicy warstw 0 i 90. Na podstawie przeprowadzonych pomiarów można zauważyć, że wraz z kolejnym uderzeniem pole powierzchni uszkodzenia wzrasta. W przypadku kompozytu CFRP zauważalny jest stabilny rozwój uszkodzenia przy kolejnych uderzeniach. Wraz ze wzrostem liczby uderzeń wzrasta pole powierzchni uszkodzenia (rys. 3). W kompozycie GFRP rozwój uszkodzenia jest bardziej intensywny przy późniejszych uderzeniach. Większe wartości pola powierzchni uszkodzenia kompozytu węglowego przy uderzeniach wielokrotnych wykazują ich niższą odporność na tego typu obciążenia w porównaniu do kompozytów szklanych. Związane jest to m.in. z większą sztywnością kompozytu CFRP ( $E \sim 130$  GPa w kierunku  $0^\circ$ ,  $E \sim 5$  GPa w kierunku  $90^\circ$ ) niż kompozytu GFRP ( $E \sim 46$  GPa w kierunku  $0^\circ$ ,  $E \sim 15$  GPa w kierunku  $90^\circ$ ) [7]. W kompozytach węglowych większa część energii może być absorbowana na inicjację i propagację uszkodzenia. Natomiast w kompozytach szklanych, część absorbowanej energii związana jest z większym odkształceniem możliwym do osiągnięcia podczas uderzenia. Na podstawie danych literaturowych [10], przy dostatecznie dużej liczbie uderzeń wzrost pola

powierzchni uszkodzenia charakteryzuje się coraz mniejszą dynamiką rozwoju. Przy większej liczbie uderzeń dochodzi do degradacji włókien i dążenia do perforacji.

#### **4. Wnioski**

Na podstawie przeprowadzonych badań uderzeń wielokrotnych siłą skupioną polimerowo-włóknistych materiałów kompozytowych można sformułować następujące wnioski:

1. Materiały kompozytowe o osnowie polimerowej wzmacniane ciągłymi włóknami szklanymi i węglowymi wykazują ograniczoną odporność na wielokrotne uderzenia. O odporności laminatów na uderzenia decydują głównie właściwości i rodzaj komponentów w szczególności włókien wzmacniających oraz orientacja warstw w kompozycie.
2. Badane laminaty z włóknami węglowymi charakteryzują się niższą odpornością na wielokrotne uderzenia w porównaniu do laminatów z włóknem szklanym. Świadczą o tym charakterystyki odpowiedzi laminatu na uderzenia, większy obszar uszkodzenia oraz skłonność do perforacji struktury laminatu w wyniku wielokrotnych uderzeń.
3. Uderzenia wielokrotne powodują rozwój uszkodzenia głównie przez propagację uszkodzenia inicjowanego w czasie początkowych uderzeń. Do podstawowych mechanizmów uszkodzenia materiałów kompozytowych należą rozwarstwienia oraz pęknięcia osnowy.
4. Wraz ze wzrostem liczby uderzeń uszkodzenie kompozytu propaguje w kierunku ułożenia włókien, szczególnie dolnych warstw kompozytu. Kolejne uderzenia mogą powodować większą kumulację naprężeń oraz energii inicjacji odpowiedzialnej za rozwój uszkodzenia w różnych obszarach materiału. Kolejne uderzenia powodują zwiększanie uszkodzenia prowadząc do stopniowego rozwoju wcześniej zainicjowanych uszkodzeń.

**Podziękowania:** Projekt został sfinansowany ze środków Narodowego Centrum Nauki przyznanych na podstawie decyzji numer DEC-2012/05/N/ST8/03788.

#### **Literatura**

1. Abrate S. Impact on composite structures. Cambridge University Press 1998. Chapter 4, Low-Velocity impact damage; 135-160.

2. Atas C., Sayman O. An overall view on impact response of woven fabric composite plates. *Composite Structures* 2008; 82: 336-345.
3. Aktas M., Atas C., Icten B.M., Karakuzu R. An experimental investigation of the impact response of composite laminates. *Composites Structures* 2009; 87: 307-313.
4. ASTM D7136. Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced-polymer matrix composites to a drop-weight impact event. *Book of Standards, Volume 15.03*, (2005).
5. Aymerich F., Priolo P. Characterization of fracture modes in stitched and unstitched cross-ply laminates subjected to low-velocity impact and compression after impact loading. *International Journal of Impact Engineering* 2008; 35: 591-608.
6. Beaumont P.W.R., Riewald P.G., Zweben C. Methods for improving the impact resistance of composite materials, in *Foreign object impact damage to composites. ASTM STP 568*, American Society for Testing and Materials 1974; 134-158.
7. Bieniaś J., Dębski H. Numeryczna analiza tarcz kompozytowych zbrojonych włóknami szklanymi i węglowymi w warunkach złożonego stanu obciążenia. *Kompozyty (Composites)* 2010; 10:2: 127-132.
8. Cantwell W.J., Curtis P., Morton J. An assessment of the impact performance of CFRP reinforced with high strain carbon fibres. *Composite Science and Technology* 1986; 25: 133-148.
9. Chakraborty D. Delamination of laminated fibre reinforced plastic composites under multiple cylindrical impact. *Materials and Design* 2007; 28: 1142-1153.
10. Found M.S., Howard I.C. Single and multiple impact behavior of a CFRP laminate. *Composite Structures* 1995; 32: 159-163.
11. González E.V., Maimí P., Camanho P.P., Lopes C.S., Blanco N. Effects of ply clustering in laminated composite plates under low-velocity impact loading. *Composites Science and Technology* 2011; 71: 805-817.
12. Guan Z., Yang Ch. Low-velocity impact and damage process of composite laminates. *Journal of Composite Materials* 2002; 36: 851-871.
13. Hyla I., Lizurek A. Zastosowanie badań dynamicznych do analizy mechanizmu pęknięcia udarowego kompozytów warstwowych. *Kompozyty (Composites)* 2002; 2: 374-377.
14. Karakuzu R., Erbil E., Aktas M. Damage prediction in glass/epoxy laminates subjected to impact loading. *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences* 2010; 17: 186-198.
15. Kim G., Hong S., Jhang K.Y., Kim G.H. NDE of low-velocity impact damage in composite laminates using ESPI, digital shearography and ultrasound C-scan techniques. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing* 2012; 13: 869-876.
16. Liu D., Raju B.B., Dang X. Impact perforation resistance of laminated and assembled composite plates. *International Journal of Impact Engineering* 2000; 24: 733-746.
17. Morais W.A., Monteiro S.N., d'Almeida J.R.M. Evaluation of repeated low energy impact damage in carbon-epoxy composite materials. *Composite Structures* 2005; 67: 307-315.

18. Rajkumar G.R., Krishana M., Narasimha Murthy H.N., Sharma S.C., Vishnu Mahesh K.R. Investigation of repeated low-velocity impact behaviour of GFRP/Aluminium and CFRP/Aluminium laminates. *International Journal of Soft Computing and Engineering* 2012; 1(6): 50-58.
19. Richardson M.O.W., Wisheart M.J. Review of low-velocity impact properties of composite materials. *Composites Part A* 1996; 27: 1123-1131.
20. Sánchez-Sáez S., Barbero E., Navarro C. Compressive residual strength at low temperatures of composite laminates subjected to low-velocity impacts. *Composite Structures* 2008; 85: 226–232.
21. Shyr T.W., Pan Y.H. Impact resistance and damage characteristics of composite laminates. *Composite Structures* 2003; 62: 193-203.
22. Sohn M.S., Hu X.Z., Kim J.K., Walker L. Impact damage characterisation of carbon fibre/epoxy composites with multi-layer reinforcement. *Composites: Part B* 2000; 31: 681-691.
23. Tai N.H., Yipa M.C., Lin J.L. Effects of low-energy impact on the fatigue behavior of carbon/epoxy composites. *Composite Science and Technology* 1998; 58: 1-8.
24. Yang F.J., Cantwell W.J. Impact damage initiation in composite materials. *Composite Science and Technology* 2010; 70: 336–342.
25. Vogelesang L.B., Vlot A.. Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures. *Journal of Materials Processing Technology* 2000; 103: 1-5
26. Wang S.X., Wu L.Z., Ma L. Low-velocity impact and residual tensile strength analysis to carbon fiber composite laminates. *Materials Design* 2010; 31: 118–125.