Uniwersytet Technologiczno-Przyrodniczy w Bydgoszczy

Wydział Inżynierii Mechanicznej

Mgr inż. Maciej Kotyk

Rozprawa doktorska

Analiza odporności na pękanie materiału warstwowego Al – Ti

Promotor
dr hab. inż. Dariusz Boroński, prof. nadzw. UTP

Bydgoszcz, 2018

Spis treści

Wykaz najważniejszych oznaczeń 7
1. Wstęp 9
1.1. Geneza i uzasadnienie podjęcia tematu pracy 9
1.2. Teza pracy 10
1.3. Cele pracy 10
1.4. Zakres pracy 10
2. Analiza literatury 12
2.1. Podstawowe pojęcia i definicje 12
2.2. Badania własności mechanicznych materiałów warstwowych 15
2.3. Badania własności mechanicznych laminatów zbudowanych na bazie stopów aluminium 20
2.4. Badania własności mechanicznych laminatów zbudowanych na bazie stopów tytanu 22
2.5. Badania własności mechanicznych laminatów zbudowanych na bazie stopów aluminium i stopów tytanu 24
2.6. Badania własności mechanicznych materiałów konstrukcyjnych w warunkach kriogenicznych 26
3. Metody badań odporności na pękanie 28
3.1. Wyznaczanie odporności materiału na pękanie metodą Krytycznego współczynnika intensywności naprężeń K_{IC} 28
3.2. Wyznaczanie dynamicznego krytycznego współczynnika intensywności naprężeń K_{ID} 37
3.3. Wyznaczanie odporności materiału na pękanie metodą całki J 37
3.4. Wyznaczanie odporności na pękanie metodą krytycznego rozwarcia szczeliny COD 42
4. Metody badań własności mechanicznych w obniżonych temperaturach 44
4.1. Uzyskiwanie temperatury kriogenicznej poprzez schładzanie próbek i uchwytów w kąpieli z ciekłego azotu 44
4.2. Uzyskiwanie temperatury kriogenicznej poprzez schładzanie próbek i uchwytów w komorze kriogenicznej 45
5. Materiał warstwowy AA2519 – AA1050 – TI6Al4V 46
5.1. Stop aluminium AA2519 47
5.2. Stop tytanu Ti6Al4V 48

5.3. Stop aluminium AA1050 ... 51
5.4. Materiał warstwowy Al – Ti ... 51
6. Program i metodyka badań własnych ... 54
6.1. Program badań własnych ... 54
6.2. Próbki do badań ... 56
6.2.1. Próbki do wyznaczania własności statycznych ... 56
6.2.2. Próbki do wyznaczania odporności na pękanie ... 56
6.3. Stanowisko badawcze ... 57
6.4. Metody badań ... 61
6.4.1. Metoda badań własności statycznych w warunkach otoczenia i kriogenicznych ... 61
6.4.2. Metoda badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym ... 63
6.4.3. Metoda badań odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznym ... 64
6.4.4. Numeryczna analiza wyznaczania pól mechanicznych wokół wierzchołka pęknięcia ... 65
6.4.5. Doświadczalna metoda analizy przemieszczeń wokół wierzchołka pęknięcia ... 66
6.4.6. Metoda generowania pęknięć zmęczeniowych ... 68
6.4.7. Wyznaczanie długości pęknięcia w próbkach zwartych typu CT metodą zmiany podatności ... 71
7. Wyniki badań ... 74
7.1. Własności statyczne ... 74
7.1.1. Stop AA2519 ... 74
7.1.2. Stop Ti6Al4V ... 77
7.1.3. Materiał warstwowy Al – Ti ... 80
7.2. Odporność na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym – krytyczne wartości współczynnika intensywności naprężeń ... 83
7.2.1. Przygotowanie pęknięć zmęczeniowych ... 83
7.2.2. Aluminium AA2519 ... 85
7.2.3. Tytan Ti6Al4V ... 87
7.2.4. Materiał warstwowy Al – Ti ... 88

7.3. Odporność na pękanie wyznaczona metodą krytycznej wartości całki J 90
7.3.1. Przygotowanie pęknięć zmęczeniowych 90
7.3.2. Aluminium AA2519 91
7.3.3. Materiał warstwowy Al – Ti 93
8. Analiza wyników badań 95
8.1. Analiza porównawcza własności statycznych materiałów bazowych i materiału warstwowego 95
8.1.1. Warunki otoczenia 95
8.1.2. Warunki kriogeniczne 97
8.2. Wpływ temperatury na własności statyczne analizowanych materiałów 98
8.2.1. Aluminium AA2519 98
8.2.2. Tytan Ti6Al4V 99
8.2.3. Materiał warstwowy Al – Ti 101
8.3. Analiza porównawcza odporności na pękanie materiału warstwowego i materiałów bazowych 102
8.3.1. Krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń 102
8.3.1.1 Warunki otoczenia 102
8.3.1.2 Warunki kriogeniczne 104
8.3.2. Krytyczna wartość całki J 106
8.3.2.1. Warunki otoczenia 106
8.3.2.2. Warunki kriogeniczne 107
8.4. Wpływ temperatury na odporność na pękanie analizowanych materiałów 108
8.4.1. Krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń 108
8.4.1.1. Aluminium AA251 108
8.4.1.2. Tytan Ti6Al4V 110
8.4.1.3. Materiał warstwowy Al – Ti 111
8.4.2. Krytyczna wartość całki J 112
8.4.2.1. Aluminium AA2519 112
8.4.2.2. Materiał warstwowy Al – Ti 114

8.5. Analiza przełomów 118
8.5.1. Aluminium AA2519 119
8.5.2. Tytan Ti6Al4V 120
8.6. Analiza rozkładów naprężeń i odkształceń wyznaczonych metodą elementów skończonych w badaniach krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń 123
9. Wnioski 133
9.1. Wnioski z badań 133
9.2. Wnioski do dalszych badań 134
LITERATURA 136

WYKAZ NAJWAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ

D	– kierunek detonacji
H_w	– ilość ładunku wybuchowego
α	– kąt wstępnego ustawienia płyt
δ	– kąt odrzutu
V_1	– prędkość blachy nakładanej
C	– strefa zderzenia
V_c	– prędkość przesuwu strefy zderzenia
V_k	– prędkość detonacji
β	– kąt zderzenia
σ	– naprężenie
a	– długość szczeliny (pęknięcia)
Y	– funkcja opisująca geometrię elementu
K, K_i, K_{ID} K_C, K_Q	– współczynnik intensywności naprężeń
K_{IC}	– krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń
r_s	– promień odkształceń sprężystych
r_p	– promień odkształceń plastycznych
R_e	– granica plastyczności materiału
B, B_e	– grubość próbki CT
W	– wymiar charakterystyczny próbki CT
P	– siła obciążająca
P_Q, P_5	– siła wyznaczana konstrukcyjnie
P_{max}	– siła maksymalna
Π	– energia potencjalna ciała

J, J_{IC}	– całka J
C_0, C_i	– podatność próbki
b	– szerokość próbki netto
b_0	– długość niepękniętego fragmentu próbki
A_i	– pole pod krzywą pomiędzy kolejnymi odciążeniami
T	– moduł pękania
R_m	– granica wytrzymałości na rozciąganie
E, E^*, E_T	– moduł sprężystości podłużnej
S_p	– rozstaw podpór
S_e	– pole powierzchni próbki
I_n, I_m	– intensywność obrazu
$C(u,v)$	– współczynnik korelacji krzyżowej
L, l	– ramię działania siły
H	– odległość między osią próbki a punktem przyłożenia siły
A_5	– wydłużenie przy zerwaniu próbki 5 - krotnej
v	– liczba Poissona

1. WSTĘP

1.1. GENEZA I UZASADNIENIE PODJĘCIA TEMATU PRACY

Obecnie budowanym i eksploatowanym maszynom oraz urządzeniom stawiane są coraz wyższe wymagania dotyczące funkcjonalności, niezawodności, szybkości wykonywania zadań, bezpieczeństwa i ostatecznie czasu eksploatacji. Dzięki ciągle doskonalonym metodom wyznaczania trwałości obiektu, możliwym jest uzyskiwanie przebiegów oraz czasów pracy, które jeszcze kilkadziesiąt lat temu były abstrakcyjne z punktu widzenia ówczesnych konstruktorów i użytkowników. Doskonałym przykładem są statki powietrzne. Odpowiednio zlokalizowane i monitorowane pęknięcie nie stanowi obecnie przyczyny do wykluczenia takiego obiektu z dalszej eksploatacji.

Problemami z jakimi muszą zmierzyć się konstruktorzy, aby uzyskać wspomniane wysokie trwałości budowanych maszyn, są nie tylko odpowiednie narzędzia inżynierskie pozwalające na dokonywanie obliczeń konstrukcji, ale także ograniczenia wynikające bezpośrednio z własności mechanicznych i fizykochemicznych materiałów, stosowanych w budowie maszyn. Na współcześnie projektowane i budowane obiekty techniczne, potrzebne są materiały często o sprzecznych własnościach. Konstrukcje muszą być lekkie i jednocześnie zapewniać ochronę radiacyjną, poszycie powinno być twarde, a zarazem doskonale absorbować energię balistyczną, warstwy zewnętrzne muszą być odporne na czynniki środowiskowe oraz dobrze odprowadzać ciepło itp.

Ze względu na te zapotrzebowania, dokonuje się prób wytwarzania materiałów, łączących kilka pozornie sprzecznych ze sobą cech w jednym materiale. Do tej grupy zaliczają się materiały warstwowe. Część z nich wytwarzana jest metodami wysokoenergetycznymi, a jedną z tych metod jest zgrzewanie wybuchowe.

Naturalną konsekwencją powstawania nowych materiałów konstrukcyjnych, jest konieczność poznania ich własności istotnych z punktu widzenia konkretnych zastosowań dla których są one dedykowane. W przypadku materiałów przeznaczonych na zastosowania lotnicze i kosmiczne, szczególnie ważne są ich własności z zakresu mechaniki pękania, w tym przede wszystkim odporność na pękanie wyrażana różnymi wielkościami. Materiały warstwowe mogą być szczególnie narażone na pękanie ze względu na zazwyczaj istotne zróżnicowanie własności materiałów bazowych.

Dodatkowo tego typu struktury pracują w bardzo zróżnicowanych warunkach środowiskowych, w tym w bardzo niskich temperaturach, co w przypadku materiałów warstwowych nakłada kolejne problemy związane z modelowaniem ich własności mechanicznych w analizie konstrukcji.

Znajomość odporności na pękanie ma tym większe znaczenie, że w omawianych zastosowaniach dopuszcza się możliwość eksploatacji obiektów z pęknięciami.

Jednym z zupełnie nowych materiałów warstwowych z grupy zgrzewanych ze sobą wybuchowo stopów aluminium i stopów tytanu, jest materiał AA2519 – AA1050 – Ti6Al4V docelowo o zastosowaniach lotniczych i kosmicznych.

Biorąc pod uwagę brak dostatecznej wiedzy na temat jego własności mechanicznych, w ramach rozprawy poddano analizie jego odporność na pękanie z uwzględnieniem wpływu warunków kriogenicznych.

1.2. TEZA PRACY

Odporność na pękanie materiału warstwowego, wytwarzanego poprzez zgrzewanie wybuchowe stopu aluminium AA2519 i stopu tytanu Ti6Al4V nie wynika bezpośrednio z odporności na pękanie materiałów bazowych.

Kriogeniczne warunki badań wpływają na charakter pękania materiału warstwowego i materiałów bazowych.

1.3. CELE PRACY

Podstawowymi celami pracy są:

1. Wyznaczenie i analiza własności statycznych oraz odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym i sprężysto – plastycznym materiałów bazowych.
2. Wyznaczenie i analiza własności statycznych i odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym i sprężysto plastycznym materiału warstwowego Al – Ti.
3. Analiza wpływu warunkówów kriogenicznych na wybrane własności mechaniczne materiałów bazowych i materiału warstwowego Al – Ti.
4. Analiza pól mechanicznych w otoczeniu wierzchołka pęknięcia.

1.4. ZAKRES PRACY

Rozprawa doktorska podzielona została na 9 rozdziałów. Pierwsza część (rozdziały drugi, trzeci i czwarty) pracy, zawiera analizę stanu wiedzy, na bazie której zbudowano plan badawczy. Dokonano również wyboru narzędzi jakimi posługiwano się podczas analizy odporności na pękanie materiału warstwowego Al – Ti w obu warunkach temperaturowych. W rozdziale piątym scharakteryzowano materiały bazowe oraz materiał warstwowy Al – Ti, powstały w wyniku zgrzewania wybuchowego wcześniej wspomnianych materiałów. W tym rozdziale omówiono wybrane pozycje literaturowe traktujące o wyznaczaniu własności mechanicznych wymienionych materiałów a także zawarto informacje o ich dotychczasowym wykorzystaniu. Określono również

docelowe zastosowanie opisywanego materiału warstwowego oraz wyjaśniono, dlaczego właśnie te materiały bazowe, zostały ze sobą połączone w celu wytworzenia kompozytu. W trzeciej części (rozdział szósty) zawarto informacje odnośnie metodyki badań oraz zaplecza badawczego niezbędnego do realizacji postawionych celów. Kolejna część (rozdział siódmy i ósmy) zawiera wyniki badań eksperymentalnych oraz ich analizę, sformułowaną pod kontem weryfikacji postawionej tezy. W rozdziale ostatnim przedstawiono wnioski końcowe i kilka koncepcji dalszych kierunków badań materiałów warstwowych.

2. ANALIZA LITERATURY

2.1. PODSTAWOWE POJĘCIA I DEFINICJE

Mechanika pękania

Mechanika pękania jest to dział nauki mieszczący się w zakresie nauk technicznych, zajmujący się opisem powstawania nieciągłości w materiałach stałych (pęknięć) oraz próbą modelowania matematycznego zjawisk, a także rejestrowaniu wielkości fizycznych występujących podczas rozwoju pęknięcia. Zasadniczym problemem jaki podejmuje opisywana dyscyplina nauki, jest określenie krytycznej długości szczeliny powodującą zniszczenie materiału przy kolejnym cyklu obciążenia oraz ustalenie maksymalnej wartość obciążenia niszczącego materiał, przy znanej długości pęknięcia.[25, 113]

Pęknięcie

Pęknięcie rozumiane jest jako przerwanie ciągłości materiału wskutek działania obciążeń. Mogą wynikać one z obciążeń dynamicznych, statycznych lub w niektórych przypadkach również termicznych. Wynikiem pęknięcia jest powstanie dwóch lokalnie równoległych płaszczyzn w taki sposób, aby między nimi nie zachodziły jakiekolwiek wiązania o charakterze mechanicznym [37, 108, 114, 137].

Podatność

Podatność jest to iloraz przyrostu przemieszczenia oraz przyrostu siły w *i*-tym cyklu obciążenia badanego materiału. Podatność zmienia się wraz z wzrostem długości pęknięcia, przy założeniu ciągłości materiału. Określanie tej wielkości ma sens wówczas, gdy krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń lub całki J nie została jeszcze osiągnięta.

Spadek potencjału elektrycznego

Utrata zdolności materiału do przewodzenia ładunków elektrycznych.

Warunki kriogeniczne (krio)

Warunki kriogeniczne występują wówczas, gdy temperatura znajdująca się w obrębie zainteresowania jest znacznie niższa od tej, uważnej za warunki otoczenia (około 300 K). Przyjmuje się, że temperaturę odróżniającą chłodnictwo od kriogeniki jest temp. wrzenia metanu tj. 111,1 K. Wartość ta ma charakter historyczny, ponieważ temperatura wrzenia innych gazów stosowanych w kriogenice jest wyższa, jednak sposób w jaki są one pozyskiwane, stosowane i

przechowywane jest identyczny, jak gazów wrzących w temperaturze znacznie niższej. Należy zaznaczyć, że warunki kriogeniczne w sposób naturalny nie występują na Ziemi. Można je uzyskać jedynie przy pomocy dedykowanej aparatury technicznej [35].

Warunki otoczenia

Warunkami otoczenia nazywa się warunki panujące w laboratorium badawczym. Regulowane są one w taki sposób, aby zbliżyć się możliwe do punktu komfortu cieplnego człowieka. Wilgotność oraz ciśnienie panujące w laboratorium w pewnym zakresie wynika z warunków atmosferycznych.

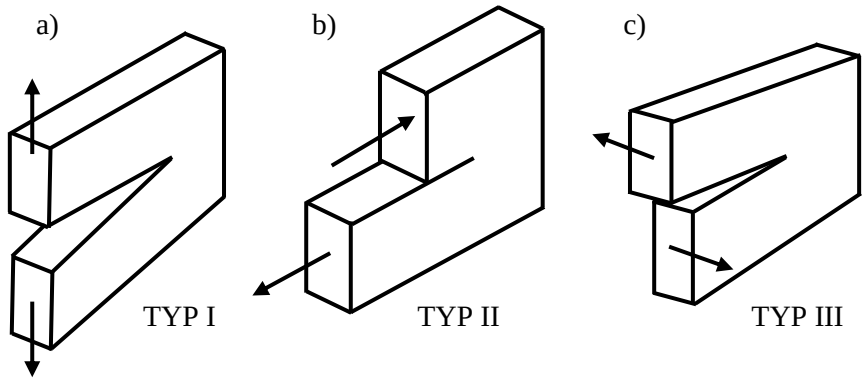
Mechanikę pękania z punktu widzenia mechaniki eksperymentalnej ciała stałego można podzielić na trzy zasadnicze obszary:

- Badania jakościowe, pozwalające określić kruchość materiału. Należą do nich między innymi próba udarności, kafarowa, wyznaczanie energii łamania itp. Nie dają one natomiast odpowiedzi dotyczących wartości naprężeń i odkształceń w wierzchołku pęknięcia.
- Badania o charakterze zmęczeniowym na modelach odzwierciedlających bezpośrednio element rzeczywisty. W praktyce nie są często stosowane, ze względu na konieczność użycia dużych maszyn wytrzymałościowych i adaptowanie ramy maszyny do badanego obiektu.
- Badanie oparte na fundamentalnych zasadach mechaniki pękania. Dotyczą one bezpośrednio obszaru za frontem pęknięcia i strefy odkształceń znajdującej się bezpośrednio za nim. Eksperymenty mają na celu określenie warunków w jakich wystąpi inicjacja pęknięcia. Odbywają się one na próbkach znormalizowanych, których wymiary są określone w stosownej literaturze, natomiast w sensie geometrycznym są zaprojektowane tak, aby wystąpił w nich ostry karb geometryczny.

Wśród tych ostatnich, ze względu na odmienne własności materiałów i różne mechanizmy pękania, wykreował się pewien podział. Zatem mechanikę pękania dzielimy na dwa zasadnicze działy tj. liniowo – sprężystą mechanikę pękania i sprężysto – plastyczną mechanikę pękania [47, 79, 108]. Eksperymenty w obszarze każdego z działów, mają na celu wyznaczenie odporności materiału na pękanie, jednak sam przebieg badań jest inny. Naturalnym jest, że oba działy mają inną, charakterystyczną dla siebie miarę odporności na pękanie, a także dedykowane metody eksperymentalne, służące wyznaczaniu wspomnianych wartości. Niestety, to czy otrzymaną w eksperymencie wartość można będzie uznać za stałą materiałową stanowiącą miarę odporności na pękanie, decydują warunki, możliwe do ustalenia dopiero po wykonaniu próby.

Eksperymentalne podejście do mechaniki pękania, wiązało się z koniecznością ujednolicenia warunków w jakich przeprowadzane są próby

wytrzymałościowe. Jedną z koniecznych do wykonania czynności jest ukierunkowanie działania obciążenia na szczelinę w próbce. Sformalizowanie sposobu przykładania siły miało na celu również uproszczenie dopasowywania modeli obliczeniowych, z których korzystanie jest nieodzownym elementem przy wyznaczaniu opisywanych stałych materiałowych. Ostatecznie stosuje się trzy zasadnicze kierunki w jakich obciąża się materiały testowe zawierające pęknięcie [11]. Zostały one zaprezentowane na rysunku 2.1.



Rys. 2.1. Orientacja obciążeń oddziaływujących na szczelinę a) rozciąganie, b) ścinanie, c) antypłaskie ścinanie

Pierwszy z przedstawionych występuje w praktyce najczęściej, ponieważ płaszczyzna pękania jest prostopadła do kierunku działania siły i to właśnie na ten typ obciążenia zostanie położony główny ciężar niniejszej pracy.

Przedstawione typy obciążeń dla identyfikacji są indeksowane odpowiednio dla opisywanej stałej materiałowej.

W mechanice pękania, cechą wspólną dla większości eksperymentów polegających na wyznaczeniu stałych materiałowych charakteryzujących odporność materiału na pękanie, jest minimalna grubość próbki. Zazwyczaj opisuje się ją jako wymiar B. Drugim charakterystycznym wymiarem jest wymiar geometryczny mierzony w kierunku przewidywanej propagacji pęknięcia określany jako W. Może on w uproszczeniu być nazywany szerokością próbki. Normatywnie, najkorzystniejszym byłoby, aby stosunek W/B wynosił 2. Prowadzi to niekiedy, do konieczności wykonania i wykorzystania w badaniach próbek, przekraczających możliwości techniczne standardowych maszyn wytrzymałościowych, nie tylko ze względu na gabaryty, ale także na zakres roboczy siłowników. Z tego powodu w metodach normatywnych opisane są różnego rodzaju przypadki szczególne. Jednak powstanie zarówno płaskiego stanu naprężenia jak i płaskiego stanu odkształcenia musi odbywać się w pewnej objętości materiału, dlatego też koniecznym jest, aby minimalna grubość badanej próbki była zachowana [108, 167].

Podczas badań, inicjowane warunki laboratoryjne powinny w jak najlepszym stopniu odwzorowywać otoczenie w którym obiekt techniczny jest lub będzie eksploatowany. Czynniki zewnętrzne takie jak temperatura, wilgotność czy obecność środowiska agresywnego, również powinny być uwzględnione. Nie bez znaczenia pozostaje również sam kształt próbki. Przypadkiem idealnym byłoby, gdyby próbka stanowiła obiekt rzeczywisty, jednak w przeważającej większości przypadków, nie jest to możliwe. Aby uwzględnić kształt obiektu w mechanice pękania opracowano kilka modeli matematycznych, tożsamych z dedykowanymi kształtami próbek, służących do wyznaczania wartości odporności materiału na pękanie [79]. W normie [6] są to:

- próbki zwarte typu CT
- próbki do trójpunktowego lub czteropunktowego zginania SE
- próbki z centralną szczeliną MT
- krążkowe próbki zwarte DCT
- próbki rozciągane AT
- próbki zginane AB

2.2. BADANIA WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH MATERIAŁÓW WARSTWOWYCH

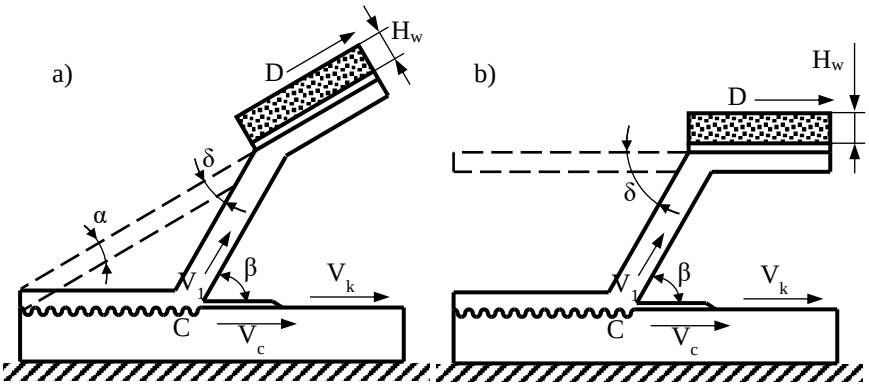
Zainteresowanie materiałami warstwowymi wynika z możliwości łączenia zróżnicowanych własności materiałów bazowych w jednym materiale konstrukcyjnym. Pierwsze materiały tego typu wytwarzano już w starożytności. Starożytni Egipcjanie wytwarzali materiały warstwowe ze składników naturalnych (drewno, żywice) już 3000 lat p. n. e., jednak współcześnie stosowane techniki ich wytwarzania obejmują głównie spawanie, zgrzewanie dyfuzyjne, tarciowe i wybuchowe oraz lutowanie, a nawet połączenia klejone [78, 107].

Ze względu na zakres tematyczny rozprawy dalsze rozważania zostaną ograniczone do materiałów warstwowych otrzymywanych za pomocą metod wysokoenergetycznych.

Zgrzewanie wybuchowe charakteryzuje się tym, że połączenie pomiędzy materiałami następuje wskutek oddziaływań dynamicznych (docisku) pomiędzy warstwami wierzchnimi łączonych ze sobą materiałów [156]. Energia potrzebna do powstania wspomnianych oddziaływań pochodzi z detonacji ładunku wybuchowego. Może być on umieszczony w różnej odległości od zgrzewanych blach, a sam proces niekoniecznie musi zachodzić wyłącznie w powietrzu [155]. Wskutek tego powstały dwa zasadnicze rodzaje zgrzewania wybuchowego:

- zgrzewanie będące bezpośrednim wynikiem oddziaływania detonacji materiału wybuchowego,
- zgrzewanie będące pośrednim wynikiem detonacji materiału wybuchowego.

Efektem detonacji jest powstanie bardzo gwałtownego zjawiska fizycznego, opartego na oswobodzeniu się ogromnej ilości energii detonacji. Powstała w jej wyniku fala uderzeniowa, powoduje zetknięcie się materiałów pod dużym ciśnieniem i w otoczeniu wysokiej temperatury. Poślizg wywołany kolizją, powoduje powstanie charakterystycznej dla opisywanego procesu falistej zgrzeiny. Opisywane warunki panujące podczas łącznia powodują powstanie stanów fizycznych w łączonych materiałach, które trwają ułamkowe części sekundy. Sprawia to trudności w ustaleniu parametrów technologicznych zgrzewania wybuchowego, a wspomniane parametry są określane eksperymentalnie. Natomiast zaletą tej metody jest możliwość łączenia materiałów, niemożliwych do połączenia w inny sposób. [20]. Schemat procesu zgrzewania wybuchowego przedstawiono na rysunku 2.2.



Rys. 2.2. Schematyczne przedstawienie procesu zgrzewania wybuchowego dwóch płyt, a) zgrzewanie z zadanym kątem ustawienia płyt, b) zgrzewanie płyt ustawionych równolegle [128]

Na rysunku 2.2 wyróżniono wielkości będące parametrami zgrzewania wybuchowego a są nimi:

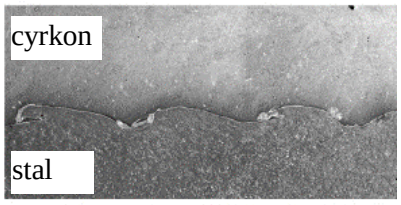
- D – kierunek detonacji,
- H_w – ilość ładunku wybuchowego,
- α – kąt wstępnego ustawienia płyt,
- δ – kąt odrzutu,
- V_1 – prędkość blachy nakładanej,
- C – strefa zderzenia,
- V_c – prędkość przesuwu strefy zderzenia,
- V_k – prędkość detonacji,
- β – kąt zderzenia.

Jak wynika z powyższej ilustracji, wyróżnione sposoby zgrzewania wybuchowego różną się od siebie wstępnym ustawieniem zgrzewanych płyt. Trudno jest jednoznacznie określić, jaka powinna być wartość tego parametru, bowiem zależy ona głównie od własności łączonych ze sobą materiałów.

Aby zgrzewanie wybuchowe mogło postępować bez przeszkód, muszą być spełnione odpowiednie warunki. Do głównych z nich należą [128]:

- właściwa prędkość uderzenia umożliwiająca płynięcie materiału,
- zapewnienie właściwych własności warstwy wierzchniej,
- umożliwienie odprowadzenia niepożądanych produktów detonacji ładunku,
- odpowiednie ustawienie kąta natarcia zgrzewanych materiałów,
- umieszczenie bardziej plastycznego materiału po stronie bliższej eksplozji.

Część prac poświęconych zgrzewaniu wybuchowemu, dotyczy analiz z zakresu inżynierii materiałowej i koncentruje się na mikrostrukturze oraz własnościach obszaru, w którym zgrzewane materiały znajdują się w bezpośrednim kontakcie. W tego typu badaniach analizowane są zjawiska formowania charakterystycznej, wcześnie wspomnianej falistej strefy przejściowej [22, 48, 110] (rys 2.3.), migracja składników strukturalnych łączonych materiałów [154] oraz przemiany fazowe [159].



Rys. 2.3. Strefa łączenia o charakterystycznej falistej strukturze, powstająca pomiędzy zgrzewanymi wybuchowo materiałami przedstawiona na przykładzie cyrkonu i stali [126]

Jednak w dalszej części rozdziału uwaga zostanie zwrócona przede wszystkim na badania mające na celu analizę własności mechanicznych materiałów warstwowych.

Zgrzewanie wybuchowe jak niemal każda technologia ma pewne ograniczenia. Dotyczą one zakresu stosowanych materiałów bazowych [20]. Głównymi celami stosowania metody zgrzewania wybuchowego jest uzyskanie:

- odporności na korozję,
- odpowiednich własności trybologicznych,
- niewielkiej powierzchniowej rezystencji elektrycznej,
- dobrego przewodzenie ciepła,
- walorów estetycznych.

Materiały warstwowe są ważnym typem materiałów konstrukcyjnych. Znajdują zastosowanie w maszynach i urządzeniach narażonych na kontakt środowiska agresywnego, przy jednoczesnym zachowaniu odpowiedniej wytrzymałości na obciążenia mechaniczne. W przypadku takich konstrukcji stosuje się zgrzewanie ze sobą stali nierdzewnej z węglową lub stopową.

Bezpośrednie zastosowanie takiego laminatu realizuje się poprzez umieszczenie materiału charakteryzującego się większą odpornością na działanie środowiska agresywnego, po stronie bardziej zagrożonej. Drugi z łączonych materiałów umieszcza się po przeciwnej stronie i pełni on rolę pewnego rodzaju wypełnienia, które nadaje wymagane własności mechaniczne, takie jak wytrzymałość lub sztywność [20, 58, 68, 74, 87, 99, 135]. Zmniejszenie wrażliwości na czynniki środowiskowe wynika z zastosowania stali nierdzewnej. Jednak nie da się jednoznacznie określić, czy kompozyt zbudowany na bazie opisywanych materiałów nie ulegnie rozwarstwieniu lub zniszczeniu wskutek oddziaływań mechanicznych, bez przeprowadzenia badań eksperymentalnych.

Przykład badań prowadzonych na tego typu materiałach warstwowych, można odnaleźć w artykule [163], gdzie oprócz analizy mikrostruktury kompozytu przedstawiono również wyniki badań eksperymentalnych monotonicznej próby rozciągania, technologicznego ścinania, oraz trójpunktowego zginania, połączonych ze sobą stali duplex X2CrNiMoN22-5-3 i stali X65. Materiał do badań wycięto tak, aby uzyskać trzy typy próbek, tj. wyłącznie ze stali duplex, wyłącznie ze stali X65 jak również próbek obejmujących strefę przejściową pomiędzy materiałami.

Należy zaznaczyć, że próba ścinania dotyczyła wyłącznie wyznaczenia siły ścinającej połączenie powstałe pomiędzy materiałami zgrzewanymi wybuchowo. W artykule wykazano, że uszkodzenie materiału warstwowego nastąpiło przy mniejszym odkształceniu, niż każdy z materiałów z osobna.

Podobny przypadek opisano w artykule [87], w którym przedstawione zostały wyniki badań odporności na ścinanie materiałów zgrzewanych wybuchowo. Badaniom podlegały dwa platery. Pierwszy z nich stanowił łączony metodą wysokoenergetyczną inconel 601 ze stalą 16Mo3, drugim zaś, była blacha wykonana z inconelu 601 i stali X70. Badania przeprowadzono na próbkach wykonanych w taki sposób, aby zerwaniu ulegała warstwa łącząca materiały. Eksperyment realizowano z dwoma prędkościami tj. quasi−statyczną i dynamiczną. W obu rozpatrywanych przypadkach, materiał stanowiący połączenie inconelu i stali X70, charakteryzował się większą wytrzymałością.

Materiały odporne na działanie czynników zewnętrznych łączy się wybuchowo nie tylko ze stalą. W przypadku, gdy w konstrukcji trzeba zapewnić możliwie szybką wymianę temperatury, można stal nierdzewną połączyć z materiałem, który łatwiej oddaje ciepło np. z miedzą. Naturalnym jest, że pojawia się potrzeba określenia własności mechanicznych takiego kompozytu.

Przykład takich właśnie badań można odnaleźć w artykule [19]. Opisywany w pracy materiał stanowił efekt połączenia za pomocą zgrzewania wybuchowego stali nierdzewnej austenitycznej 304 L i miedzi. Oprócz wyznaczenia własności

mechanicznych kompozytu, określono również wpływ obróbki cieplnej na ostateczną wytrzymałość materiału. W badaniach prowadzonych na obciążanych osiowo próbkach wiosełkowych wykazano, że obróbka cieplna polegająca na wygrzewaniu blachy w piecu w temperaturze 300ºC przez 32 godziny korzystnie wpływa na badany materiał, polepszając jego własności mechaniczne. Naprężenie niszczące w skutek opisywanej obróbki wzrosło z 450 MPa do 550 MPa, a odkształcenie przy zerwaniu z 30 % do 60 %.

Jak już wcześniej wspomniano łączenie stali nierdzewnej z miedzią dedykowane jest konstrukcjom, w których opisywane materiały będą miały kontakt z temperaturą wyższą, niż ta panująca w warunkach otoczenia. Własności wytrzymałościowe materiałów stosowanych jako bazowe do wytwarzania kompozytów metodami wysokoenergetycznymi, zazwyczaj są znane. Niewiadomą jest jednak, jaką wytrzymałością będzie charakteryzować się strefa przejściowa zlokalizowana pomiędzy zgrzewanymi wybuchowo materiałami. Próbę odpowiedzi na to pytanie podjęto w pracy [97], w której zaprezentowano wyniki eksperymentów, polegających na monotonicznym rozciąganiu materiału stanowiącego połączenie stali nierdzewnej 316L(N)–IG oraz stopu miedzi CuCrZr–IG. Analizie poddano wytrzymałość złącza w stanie bez obróbki cieplnej oraz po przeprowadzeniu wyżarzania. Same badania przeprowadzono w temperaturze 150°C. Eksperymenty wykazały, że obróbka cieplna spowodowała podniesienie wytrzymałości złącza oraz zmianę charakteru przełomu z kruchego na ciągliwy.

We wszystkich wymienionych artykułach, zwrócono szczególną uwagę na strefę przejściową znajdującą się pomiędzy materiałami bazowymi. Siły jakimi obciążano próbki miały na celu określenie wytrzymałości połączenia powstałego na skutek zgrzewania wybuchowego.

Określenie środowisko agresywne powinno być rozumiane również jako oddziaływanie na elementy konstrukcji wysokiej temperatury. Tak jak przy kształtowaniu odporności materiału na działanie środowisk korozyjnych łączy się stale konstrukcyjne ze stalami kwasoodpornymi, tak w celu uzyskania odporności na oddziaływanie wysokich temperatur, łączy się stale kotłowe z materiałami odpornymi na działanie wysokich temperatur, np. ceramicznymi.

Przykład prac badawczych prowadzonych na właśnie takim materiale można odnaleźć w artykule [130], gdzie przedstawiono wyniki wyznaczania własności mechanicznych materiału powstałego w wyniku łączenia wybuchowego stali P265GH z cyrkonem Zr 700. Eksperyment był przeprowadzany w temperaturze otoczenia przy zastosowaniu próbek płaskich przewężonych w środkowej części. Wycinano je tak, aby stosunek grubości stali do cyrkonu wynosiły 2,5:1. Badania zmęczeniowe przeprowadzono przy zachowaniu współczynnika asymetrii cyklu równego -1. W wyniku badań ustalono, że kompozyt charakteryzuje się od 3 do 5 razy mniejszą trwałością zmęczeniową, niż ta sama stal bez dodatku cyrkonu.

Podczas analizy stanu wiedzy napotkano również informacje o materiałach zgrzewanych wybuchowo, w których żaden z materiałów bazowych nie należał go do grupy materiałów wytwarzanych na bazie żelaza [133].

Przykładem może być praca [146], gdzie zaprezentowano wyniki badań odporności na rozciąganie oraz mikrotwardości blachy zgrzewanej wybuchowo. Powstała ona w wyniku połączenia wolframu i stopu miedzi CuCrZr. Próba rozciągania została przeprowadzona na próbkach płaskich. Były one obciążane, aż do zerwania, a kierunek rozciągania był równoległy do płaszczyzny łączenia materiałów. W wyniku eksperymentu dowiedziono, że pękanie rozpoczyna się od Wolframu. Badacze podali również, że najwyższa wartość naprężenia przy zniszczeniu to 32,90 MPa. Utrzymują oni również, że wytrzymałość połączenia może być zwiększona poprzez zmniejszenie ilości naprężeń szczątkowych, które powstają podczas procesu zgrzewania wybuchowego.

2.3. BADANIA WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH LAMINATÓW ZBUDOWANYCH NA BAZIE STOPÓW ALUMINIUM

Istotne znaczenie z punktu widzenia wymagań stawianych strukturom lotniczym, kosmicznym i militarnym ma niska masa, duża wytrzymałość, odporność balistyczna oraz sztywność. Z tego względu, naturalnym zainteresowaniem cieszą się materiały lekkie, w tym głównie stopy aluminium, magnezu, tytanu, a także zbudowane na ich bazie materiały warstwowe. Możliwość łączenia tych materiałów za pomocą metod takich jak zgrzewanie wybuchowe, otwiera nowy kierunek rozwoju w dziedzinie inżynierii materiałowej i tym samym zwiększa zakres materiałów, stosowanych do konstruowania obiektów i pojazdów.

Zgrzewanie wybuchowe kompozytów zbudowanych ze stopów aluminium, pozwala na uzyskanie trwałego połączenia materiałów o diametralnie różnych własnościach fizycznych. Niestety uzyskanie takiego połączenia, sprawia trudności technologiczne oraz wiąże się z koniecznością eksperymentalnej weryfikacji materiału powstałego w opisywany sposób.

Poza mechanicznymi korzyściami wynikającymi z zastosowania stopu lekkiego w konstrukcji, istnieją również inne. Podobnie jak w przypadku łączenia ze sobą stali nierdzewnych i węglowych, warstwa aluminium trwale połączona ze stalą, stanowi pewnego rodzaju ochronę antykorozyjną.

O stosowaniu opisywanych materiałów warstwowych łączonych metodami wysokoenergetycznymi, a także o ciągłym zainteresowaniu i rozwoju tego obszaru świadczą liczne prace.

Przykładem jednej z nich jest [93] w której zaprezentowano wyniki badań wybranej własności mechanicznej materiału warstwowego zgrzewanego wybuchowo. Łączone ze sobą były stop aluminium AA5083 i stal Q345. Warto zaznaczyć, że w stali stanowiącej materiał podstawowy wykonane zostały nacięcia o kształcie jaskółczego ogona w dwóch kierunkach. W wyniku eksplozji silne odkształcenie plastyczne w stopie aluminium spowodowało powstawanie połączenia kształtowego. Po wykonaniu badań odporności na ścinane przy rozciąganiu ustalono, że wytrzymałość złącza na opisywane obciążenia

mechaniczne jest wyższa niż samego stopu aluminium. Świadczy to jednoznacznie o tym, że opisywany w artykule sposób łączenia materiałów jest akceptowalny.

Badania prowadzone na połączonych ze sobą za pomocą zgrzewania wybuchowego stali i aluminium przedstawiono w artykule [1]. Łączone ze sobą były blacha aluminiowa i stal w dwóch wariantach. Pierwszym z nich był materiał warstwowy aluminium – stal HSLA, drugim z kolei aluminium – stal o strukturze dwufazowej. Dla uzyskania opisywanej struktury w stali, jej arkusze zostały obrobione cieplnie poprzez 20 minutowe wygrzewanie w temp. 724ºC i chłodzone z zmrożonej kąpieli solnej. Należy zaznaczyć, że grubość blachy aluminiowej w platerach była kilkukrotnie mniejsza niż stali. Celem porównania materiałów, wykonano badania udarności przy użyciu młota Charpy'ego, monotonicznej próby rozciągania i ścinania przy rozciąganiu, zarówno dla materiałów bazowych jak kompozytu. Dodatkowo mierzono również mikrotwardość materiału poprzecznie do kierunku łączenia. Eksperyment wykazał, że zdecydowanie wytrzymalszy jest plater wykonany z aluminium i stali dwufazowej. Jednak w obu przypadkach opisywany typ połączenia jest akceptowalny.

Gdy w konstrukcji masa obiektu staje się priorytetowa, możliwym rozwiązaniem jest zastosowanie materiału warstwowego uzyskanego w wyniku zgrzewania dwóch stopów lekkich, takich jak aluminium i magnez. Wyznaczanie własności mechanicznych takiego połączenia przedstawiono w artykule [32]. Badaniem jakie opisano w pracy było technologiczne ścinanie bimetalu wytworzonego ze stopu aluminium 1100 oraz stop magnezu AZ31. Przedstawiono również wyniki pomiaru mikrotwardości złącza po obu stronach plateru w odniesieniu do twardości mierzonej przed zgrzewaniem. Po opracowaniu wyników eksperymentów stwierdzono, że twardość mierzona na skali Vickersa obu materiałów rośnie wraz ze zbliżaniem się do warstwy łączącej. Gdy odległość od opisywanego miejsca w materiale wynosiła więcej niż 1 mm wówczas mikrotwardość, jest taka sama jak w materiale przed łączeniem. Natomiast po przeprowadzeniu prób technologicznego ścinania udowodniono, że we wszystkich przypadkach ścinaniu ulega stop aluminium a naprężenia zrywające zmieniają się w zakresie od 62 MPa do 71 MPa w zależności od ilości ładunku wykorzystanego przy platerowaniu.

Wspomniany wcześniej stop magnezu zgrzano z innym aluminium, tj. ze stopem 6061. Wyniki badań oraz ich analiza znajduje się w artykule [164], gdzie badano wpływ temperatury wyżarzania na wytrzymałość opisywanego materiału warstwowego. Monotoniczne próby rozciągania przeprowadzane były na próbkach wiosełkowych. Próbki wycięto tak, aby warstwa łącząca materiały, była ułożona równolegle do kierunku działania siły. Badania przeprowadzano na 5 typach próbek, wykonanych z tego samego materiału, ale różniących się od siebie wariantem obróbi termicznej. Tak więc w badaniach wykorzystano próbki bez żadnej obróbki cieplnej. Te obrobione różniły się od siebie tym, że przez dwie godziny były wyżarzane w czterech różnych temperaturach, wynoszących

kolejno 200ºC, 250ºC, 300ºC i 400ºC. Po przeprowadzeniu szeregu prób monotonicznego rozciągania okazało się, że w odniesieniu do materiału bez obróbki cieplnej korzystnym jest wygrzewanie wyłącznie w temperaturze 200ºC. W pozostałych przypadkach własności mechaniczne były niższe. Wraz ze wzrostem temperatury, zwiększała się natomiast wartość wydłużenia przy zerwaniu.

Stopy aluminium są wykorzystywane również jako przewodniki ciepła oraz prądu elektrycznego, podobnie jak miedź. Bardzo korzystny efekt można uzyskać, łącząc te dwa materiały ze sobą. Najczęściej realizuje się to w taki sposób, aby miedź znajdowała się po zewnętrznej stronie elementu konstrukcyjnego. Metod łączenia tych dwóch materiałów jest co najmniej kilka [84], a jedną z nich, jest właśnie zgrzewanie wybuchowe.

Pracą, w której w sposób szczególny zajęto się wpływem techniki wytwarzania materiału warstwowego na jego ostateczne własności mechaniczne jest ta, zawarta w artykule [96]. Opisano w nim badania wytrzymałości na ścinanie oraz mikrotwardości dla materiału zgrzewanego wybuchowo. Procesowi łączenia zostały poddane miedź odtleniona fosforem DHP i stop aluminium AA 6082-T6. Połączenie opisywanych blach miało charakter zakładkowy. Energię potrzebną do połączenia arkuszy dostarczono, za pomocą detonacji dwóch różnych materiałów w osobnych procesach. Celem takiej operacji było określenie, która z substancji wybuchowych, spowoduje powstanie silniejszego połączenia pomiędzy miedzią, a aluminium. Z obydwu arkuszy wycięto próbki wiosełkowe w taki sposób, aby w ich środkowej części znajdowała się warstwa pośrednia. Na pozostałych częściach blach, wykonano badania mikrotwardości, ale nie dały one jednak jednoznacznej odpowiedzi, który z materiałów wybuchowych powoduje powstanie silniejszego połączenia. Po wykonaniu eksperymentów polegających na rozciąganiu próbek wiosełkowych, ustalono, że rozerwaniu ulega miedziana część próbki, a zerwanie następuje poza strefą zgrzewania.

Podobny problem badawczy postawiono w artykule [60]. We wspomnianej pracy również badano wpływ intensywności eksplozji na ostateczną wytrzymałość złącza pomiędzy stopem aluminium 1100 i miedzi 10100. Efektem prowadzonych prac, było jednoznaczne określenie współczynnika intensywności eksplozji w którym naprężenie niszczące połączenie pomiędzy materiałami jest największe.

2.4. BADANIA WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH LAMINATÓW ZBUDOWANYCH NA BAZIE STOPÓW TYTANU

Podobnie, jak w przypadku aluminium, łączenie tytanu i jego stopów z innymi materiałami pozwala osiągnąć wymierne korzyści. Opisywany materiał cechuje się bardzo wysoką wytrzymałością mechaniczną w odniesieniu do ciężaru właściwego, co czyni opisywany materiał atrakcyjniejszym w

porównaniu do innych materiałów konstrukcyjnych [2]. Ponadto, znakomita odporność na korozję w większości środowisk agresywnych [13] powoduje zainteresowanie tym materiałem. Dodatkowo obserwuje się liczne badania naukowe prowadzone w kierunku określenia jego własności mechanicznych w połączeniu z innymi materiałami. Jak wynika z przeprowadzonej analizy stanu wiedzy, stopy tytanu są popularnym materiałem stosowanym na jeden z elementów składowych kompozytów wytwarzanych poprzez zgrzewanie wybuchowe. Łączy się je między innymi ze stalami, magnezem, cyrkonem a także z różnymi stopami aluminium.

Przykład badań prowadzonych w celu wyznaczenia własności mechanicznych materiału warstwowego powstałego w wyniku łączenia stopu tytanu Ti5Ta2Nb oraz stali nierdzewnej 304L zawarty jest w pracy [145], gdzie przedstawiono wyniki badań wytrzymałości warstwy łączącej te materiały. Materiał poddano trójpunktowemu zginaniu, ścinaniu przy rozciąganiu oraz technologicznemu ścinaniu. W wyniku eksperymentów ustalono, że materiał warstwowy jest zarówno bardziej wytrzymały, jak i plastyczny dla wzdłużnego kierunku obciążania.

Interesujące podejście przedstawiono w artykule [159]. Podobnie jak w poprzednim przypadku zgrzewane ze sobą były stop tytanu oraz stal nierdzewna X65. Cały zabieg miał na celu redukcję kosztów, ponieważ w przemyśle petrochemicznym w jakim opisywany materiał jest stosowany, szczególny nacisk nakłada się na bezpieczeństwo związane z transportem produktów naftowych. Nie bez znaczenia pozostaje również czystość tych produktów. Stop tytanu zapewnia oba te zasadnicze wymagania, jednak koszty związane z wykonaniem rurociągu wyłącznie ze stopu tytanu, skłaniają konstruktorów, do wykorzystania nieco tańszych materiałów kompozytowych. Celem określenia własności mechanicznych opisywanego bimetalu autorzy przeprowadzili szereg eksperymentów takich jak próba monotonicznego rozciągania poszczególnych materiałów bazowych, próba technologicznego ścinania kompozytu i badania udarności z wykorzystaniem młota Charpy'ego. Eksperymenty pozwoliły na poznanie podstawowych wartości własności mechanicznych, charakterystycznych dla wspomnianych prób.

Stopy tytanu łączy się wybuchowo również ze stalami miękkimi. Tego typu materiały zostały scharakteryzowane w pracy [125], gdzie tytan z gatunku grade 2 zgrzano ze stalą miękką. W artykule przedstawiono wyniki podstawowych własności mechanicznych wyznaczanych, podczas monotonicznej próby rozciągania. Badania miały charakter porównawczy. Wszystkie próbki odprężono w tych samych warunkach tj. przez 10 godzin w temperaturze od 500ºC do 550ºC. Różnica między nimi polegała na wskaźniku intensywności zgrzewania wybuchowego podczas procesu produkcji. Przyjmował on wartości z zakresu od 1,07 do 3. Eksperyment realizowano przy użyciu okrągłych próbek o wyraźnie przewężonej części pomiarowej, a ich całkowita długości wynosiła 64,5 mm. Próbki były wycinane z arkusza blachy w taki sposób, aby płaszczyzna łączenia była równoległa do kierunku działania siły obciążającej. Badania

obejmowały również eksperymenty z zakresu wyznaczania odporności na ścinanie. Należy zaznaczyć, że ścinaniu ulegała właśnie warstwa łącząca. Na podstawie otrzymanych wyników wywnioskowano, że wraz ze wzrostem intensywności eksplozji podczas zgrzewania, zwiększa się sztywność próbek i wytrzymałość na obciążenia osiowe, maleje natomiast odporność na ścinanie. Autorzy w podsumowaniu wyraźnie zaznaczają również, że w wyniku analizy mikrostruktury i szeregu wykonanych obserwacji, rekomendują wykonywanie wcześniej opisywanej obróbki cieplnej w celu odprężenia materiału.

Opisywany materiał nie jest zgrzewany wyłącznie ze stalą. Interesujący przykład opisu jednego z takich kompozytów, można odnaleźć w artykule [54], gdzie zaprezentowano wyniki badań wytrzymałości na trójpunktowe zginanie blachy zgrzewanej wybuchowo. Łączony ze sobą za pomocą tej technologii był tytan TP 270 i stop magnezu AZ31. Ponadto łączenie materiałów odbywało się w zbiorniku wypełnionym wodą. Ze względu na niewielkie grubości spajanych blach, badanie siły zrywającej połączenie było utrudnione. Z tego powodu, eksperymentatorzy postanowili wykonać test trójpunktowego zginania, którego wyniki miały charakter jakościowy. Po wykonaniu badań ustalono, że w strefie łączącej materiały nie wystąpiły rozwarstwienia.

Technologia zgrzewania wybuchowego pozwala również na wytwarzanie materiałów wielowarstwowych [14, 131, 134]. Przykładowo w artykule [110], przedstawiono wyniki monotonicznego rozciągania, ścinania, a także trójpunktowego zginania materiału warstwowego, powstałego w wyniku zgrzewania wybuchowego cyrkonu Zr 702, stali 17Mn4 oraz stopu tytanu TA1. Próby monotonicznego rozciągania były przeprowadzane na próbkach wiosełkowych o długości części pomiarowej 30 mm i grubości 2 mm. Należy zaznaczyć, że były one wycinane z arkusza blachy o grubości 16 mm wzdłuż grubości materiału. Efektem tych zabiegów było powstanie 8 różnych typów próbek zawierających w sobie zarówno materiał jednolity, jak również strefy łączenia pomiędzy poszczególnymi warstwami. Serie eksperymentów mających na celu wyznaczenie odporności na ścinanie dotyczyły wyłącznie wyznaczenia siły rozrywającej połączenie pomiędzy cyrkonem i tytanem, oraz tytanem a stalą. Na podstawie przeprowadzonych eksperymentów ustalono, że powstałe w wyniku zgrzewania wybuchowego połączenie cyrkonu i tytanu jest o około 10% bardziej wytrzymałe, niż połączenie tytanu i stali. Niestety wytrzymałość całego plateru, definiuje najsłabszy z półfabrykatów.

2.5. BADANIA WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH LAMINATÓW ZBUDOWANYCH NA BAZIE STOPÓW ALUMINIUM I STOPÓW TYTANU

Biorąc pod uwagę zakres tematyczny pracy, w sposób szczególny analizowano platery uzyskane w wyniku łączenia ze sobą stopów tytanu i stopów aluminium. Materiały te spajane są różnymi metodami, takimi jak zgrzewanie tarciowe, prasowanie w podwyższonych temperaturach, czy też zgrzewanie

wybuchowe. To ostatnie, jest kluczowe z punktu widzenia rozprawy i to właśnie jemu poświęcone zostanie najwięcej uwagi.

Problem łączenia materiałów zbudowanych na bazie stopów aluminium i stopów tytanu, był i jest podejmowany przez wiele ośrodków, o czym świadczą m.in. prace [31, 38, 106, 132, 152, 162]. Prowadzone badania nie dotyczą wyłącznie samych technik łączenia lub wyznaczania własności mechanicznych opisywanych materiałów kompozytowych.

Jedną z nich jest praca [17], gdzie wyznaczano własności mechaniczne kompozytu złożonego z Ti6Al4V oraz stopu aluminium. Wytrzymałość materiału wyznaczano w próbie trójpunktowego zginania. Badania prowadzono głównie w celu optymalizacji procesów obróbki plastycznej materiału, jednak jednoznacznie określono, że przy zachowaniu odpowiednich warunków technologicznych wytrzymałość kompozytu może osiągnąć poziom naprężeń zbliżony do granicy sprężystości stopu tytanu.

Wytrzymałością statyczną kompozytu zbudowanego na bazie stopu aluminium i stopu tytanu zajmowano się również w pracy [51]. Sam materiał warstwowy wytworzono z Al99.5 oraz stopu tytanu z gatunku grade 2. Podczas badań wyznaczano własności statyczne tego materiału oraz określano wytrzymałość warstwy łączącej materiały.

Wytwarzane materiały zbudowanie na bazie stopów aluminium i stopów tytanu nie muszą być złożone wyłącznie z dwóch materiałów. Najlepszym tego przykładem jest materiał opisany w artykule [15], gdzie przedstawiono wyniki badań wybranych własności mechanicznych blachy, w której występowało 11 warstw stopu aluminium ułożonych naprzemiennie z 10 warstwami stopu tytanu. Dzięki zróżnicowanej grubości poszczególnych warstw i zachowaniu precyzyjnych warunków podczas obróbki, wszystkie warstwy udało się połączyć podczas jednej detonacji. Wyniki pomiarów mikrotwardości jednoznacznie wykazały, że największą twardością charakteryzuje się strefa przejściowa, najmniejszą zaś warstwa, w której znajduje się wyłącznie stop aluminium. Ustalono także, że odporność na udarność dla materiału bez odprężania, jest wyższa, niż dla tego samego materiału, po wspomnianym procesie obróbki termicznej. Jednak w materiale nieodprężonym po uderzeniu ostrza młota rozwarstwiły się niemal wszystkie warstwy składające się na kompozyt. W drugim z analizowanych przypadków tj. bez wyżarzania, wszystkie warstwy materiału uległy znacznemu odkształceniu plastycznemu, jednak nie doszło do ich kruchego pęknięcia.

Grubość laminatu wytworzona materiałami wysokoenergetycznymi może być znacznie cieńsza niż 1 mm [70]. Doskonałym tego przykładem jest ten opisany w artykule [71], gdzie wyznaczano wybrane własności mechaniczne materiałów warstwowych Al – Ti przy wykorzystaniu próbek o grubości kilkudziesięciu nanometrów. W wyniku badań ustalono, że w przypadku materiałów o tak niewielkich wymiarach, zmniejszenie grubości warstw powoduje wzrost naprężenia niszczącego.

2.6. BADANIA WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH MATERIAŁÓW KONSTRUKCYJNYCH W WARUNKACH KRIOGENICZNYCH

Zainteresowanie wpływem temperatur kriogenicznych na własności chociażby materii organicznej lub materiałów konstrukcyjnych trwa już znacznie od ponad wieku. Początkowo prace naukowe prowadzone w tym zakresie, polegały na samym uzyskaniu i utrzymaniu temperatur określanych jako kriogeniczne [151]. Później natomiast, wraz z rozwojem technik uzyskiwania tak niskich temperatur i znacznym ograniczeniem kosztów z tym związanych, kriogenika wkraczała w kolejne gałęzie przemysłu oraz znalazła zastosowanie również w medycynie.

Zwiększenie dostępności aparatury pozwalającej na uzyskiwanie warunków kriogenicznych wyraźnie chociażby w przemyśle przetwórczym, gdzie ciekły azot wykorzystywany jest do redukowania kosztów związanych z przechowywaniem żywności [52, 81, 82].

Podobnie w medycynie, gdzie przy zastosowaniu warunków kriogenicznych przechowuje się materiał biologiczny [39, 75].

W budowie i eksploatacji maszyn, obniżone temperatury stanowią niekiedy naturalne warunki pracy obiektów technicznych. Z tego powodu badania własności mechanicznych w warunkach kriogenicznych dotyczą głównie oceny zmian tych własności, pod wpływem działania niskiej temperatury. Zmiany te, mają charakter zarówno chwilowy, jak i stały rozumiany jako ulepszanie cieplne w niskiej temperaturze (obróbka DCT).

Zagadnieniem, które stanowi punkt wyjścia do wyznaczania własności mechanicznych w tym przypadku, jest określenie skurczu. Biorąc pod uwagę zagadnienia związane z budową i eksploatacją maszyn, problem ten staje się szczególnie istotny, bowiem różnica rozszerzalności cieplnej materiałów konstrukcyjnych może spowodować wystąpienie naprężeń określanych jako termiczne. Niestety pomiar tej własności fizycznej jest trudny biorąc pod uwagę warunki kriogeniczne. Jedna z metod wykonywania takich pomiarów, jest prezentowana w artykule [33], gdzie do pomiaru skurczu stosuje się cienkie folie wykonane z materiału, dla którego skurcz jest określany.

Polimery będące materiałem konstrukcyjnym wykorzystywanym do budowania niektórych elementów w budowie maszyn, również bada się w warunkach kriogenicznych. Przykładem właśnie takich badań jest praca [43], gdzie w sposób zbiorczy przedstawiono wpływ temperatury na wybrane własności mechaniczne materiałów polimerowych. W publikacji zawarto wyniki badań dotyczące wytrzymałości na rozciąganie i ścinanie. Na szczególną uwagę zasługuje fakt, iż zebrane i przedstawione wyniki badań dotyczyły różnych zakresów temperatur kriogenicznych mieszczących się w przedziale od 4.2 K do 90 K.

Takie rozważania dla wybranych materiałów przedstawiono w pracy [115], gdzie zaprezentowano wyniki szeroko zakrojonych badań. Dzięki przeprowadzeniu

eksperymentów opisanych w pracy można uzyskać informacje odnośnie stałych materiałowych takich jak K_{IC}, J_{IC} oraz G_{IC}, dla wybranych materiałów konstrukcyjnych polimerowych.

Badania dotyczące oddziaływania niskich temperatur na materiały nie ograniczają się wyłącznie do wyznaczania własności wytrzymałościowych czy elektrycznych. Bardzo interesująca z jest obróbka termiczna materiałów niską temperaturą. Nie jest to technologia nowa, ponieważ jej początki sięgają lat 30 XX wieku. Zasadniczym celem stosowania opisywanych zabiegów, jest usunięcie naprężeń szczątkowych, stabilizacja mikrostruktury, poprawa odporności na ścieranie, oraz uzyskanie wydzieleń na powierzchni materiału w postaci węglików celem poprawienia odporności na korozję [36].

Badania określające wpływ opisywanej obróbki prowadzi się dla szerokiej grupy materiałów. Należą do nich stale narzędziowe [100, 112], szybkotnące [41], [89], konstrukcyjne [12], odlewnicze [95], a nawet stopy magnezu [4]. Odnalezione źródła literaturowe wskazują na pozytywny wpływ niskich temperatur na własności mechaniczne w tym odporność na kruche pękanie, wyrażaną poprzez wyznaczenie wartości K_{IC}.

3. METODY BADAŃ ODPORNOŚCI NA PĘKANIE

3.1. WYZNACZANIE ODPORNOŚCI MATERIAŁU NA PĘKANIE METODĄ KRYTYCZNEGO WSPÓŁCZYNNIKA INTENSYWNOŚCI NAPRĘŻEŃ K_{IC}

Punktem wyjścia do rozważań nad odpornością materiału na pękanie są hipotezy wytężeniowe oparte na globalnym rozkładzie odkształceń i naprężeń. W przypadku, gdy w materiale występuje już uszkodzenie (pęknięcie) i przyjmiemy odpowiednie kryteria pękania oraz mamy do czynienia z materiałem kruchym, to do opisu pola naprężeń wokół wierzchołka szczeliny wykorzystuje się współczynnik intensywności naprężeń (WIN). Można go opisać zależnością [49]:

$$K_i = (\sigma, \alpha, Y) \tag{3.1}$$

gdzie:

i – sposób obciążenia elementu,
σ – obciążenie materiału,
a – długość szczeliny (pęknięcia),
Y – funkcja opisująca geometrię elementu.

Współczynnik intensywności naprężeń, definiowany jest również jako granica naprężenia nominalnego działającego w wierzchołki szczeliny pomnożona przez pierwiastek kwadratowy iloczynu odległości od wierzchołka pęknięcia r oraz 2π. Równanie to można zapisać jako [21]:

$$K_i = \lim_{r \to 0 \; dla \; \theta=0} \sqrt{2\pi r \sigma} \; (r, \theta) \tag{3.2}$$

gdzie:

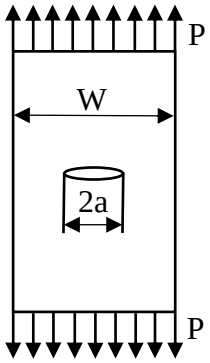
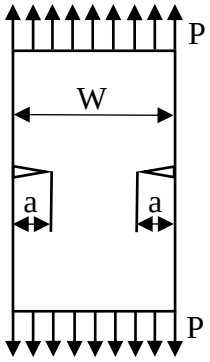
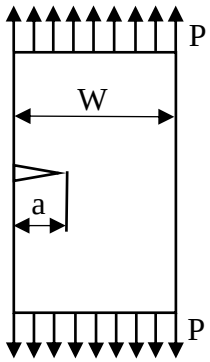
Θ – kąt pomiędzy płaszczyzną pęknięcia, a pozorną linią łączącą rozpatrywany punkt, i wierzchołek pęknięcia.

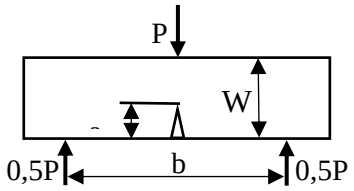
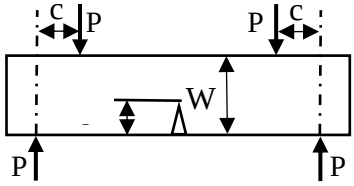
Początkowo wartość współczynnika intensywności naprężeń wyznaczano dla sprężystego ciała o nieskończonych wymiarach. W praktyce natomiast jest to niemożliwe, dlatego też dla elementów konstrukcji i ostatecznie próbek wprowadza się funkcję kształtu, która zazwyczaj stanowi wielomian. Wówczas współczynnik intensywności naprężeń można zapisać w postaci:

$$K_i = \sigma \sqrt{2\pi r} \, Y \; (\mathrm{a/W}) \tag{3.3}$$

W tabeli 3.1 przedstawiono wybrane sposoby orientacji pęknięcia stosowanie podczas wyznaczania wartości charakterystycznych dla mechaniki pękania. W tabeli zestawiono również zależności, z których można wyliczyć wartość współczynnika intensywności naprężeń.

Tabela 3.1. Wybrane próbki do wyznaczania wartości charakterystycznych dla mechaniki pękania

kształt	współczynnik intensywności naprężeń
	$K_I = S\sqrt{\frac{\pi a}{\cos\left(\frac{\pi a}{W}\right)}}$
	$K_I = S\sqrt{\pi a}\left(1{,}12 + 0{,}406\left(\frac{a}{W}\right) - 4{,}784\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 15{,}436\left(\frac{a}{W}\right)^3\right)$
	$K_I = S\sqrt{\pi a}\left(1{,}12 - 0{,}23\left(\frac{a}{W}\right) + 10{,}55\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 21{,}71\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 30{,}38\left(\frac{a}{W}\right)^4\right)$

kształt	współczynnik intensywności naprężeń
	$K_I = \frac{6M_g}{BW^2}\sqrt{a\pi}\frac{1}{2\left(1+\frac{2a}{W}\right)\left(1-\frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}}\left(1{,}12 - \frac{a}{W}\left(1-\frac{a}{W}\right)\left(2{,}12 - 2{,}21\left(\frac{a}{W}\right) + 1{,}523\left(\frac{a}{W}\right)^2\right)\right)$
	$K_I = \frac{6M_g}{BW^2}\sqrt{\pi a}\left(1{,}12 - 1{,}39\left(\frac{a}{W}\right) + 7{,}32\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 13{,}07\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 13{,}992\left(\frac{a}{W}\right)^4\right)$

W zestawieniu nie przedstawiono próbki zwartej typu CT, ponieważ zostanie ona omówiona bardziej szczegółowo w dalszej części rozdziału.

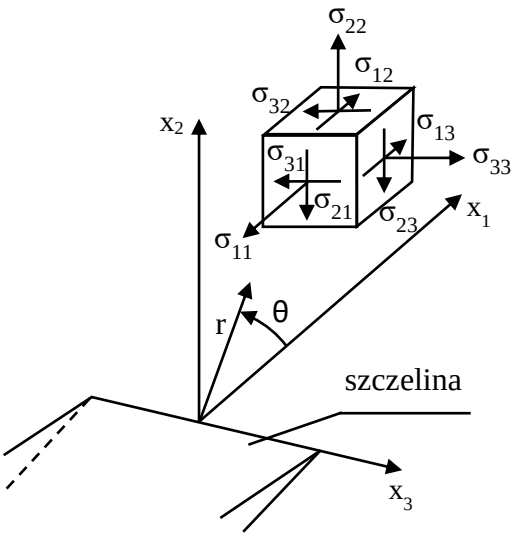
Na powierzchni wcześniej wspomnianego obszaru z pęknięciem występuje silna koncentracja naprężeń. Aby określić postać tensora tych naprężeń można posłużyć się klasycznym rozwiązaniem Williamsa [129]. Sens fizyczny, mają w zasadzie dwa pierwsze wyrażenia, bowiem to one opisują stan naprężeń dokoła wierzchołka pęknięcia.

$$\sigma_{11} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\left[1 - \frac{\sin\theta}{2}\sin\frac{3}{2}\,\theta\right] + \cdots 0\left(r^0\right) \tag{3.4}$$

$$\sigma_{22} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\left[1 + \frac{\sin\theta}{2}\sin\frac{3}{2}\,\theta\right] + \cdots 0\left(r^0\right) \tag{3.5}$$

$$\sigma_{12} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\sin\frac{\theta}{2}\cos\frac{3}{2}\theta + \cdots 0\left(r^0\right) \tag{3.6}$$

Układ współrzędnych kartezjańskich i biegunowych dla jakich przedstawione równania mają sens fizyczny, dla modelu zaprezentowanego na ilustracji 3.1.



Rys. 3.1. Schemat układu współrzędnych kartezjańskich i biegunowych służący do opisu wierzchołka szczeliny

Z pojęciem krytycznego współczynnika intensywności naprężeń **Kc** wiążą się nierozerwalnie dwa inne. Są nimi płaski stan naprężenia (PSN) oraz płaski stan odkształcenia (PSO). W materiale poddawanym obciążeniom mechanicznym w kierunku poprzecznym do płaszczyzny pęknięcia powstają naprężenia znacząco wyższe, niż w pozostałych kierunkach. W wyniku oddziaływań tych naprężeń, następuje przemieszczenie materiału w pozostałych kierunkach, którym to materiał samoistnie zapobiega. Efektem występowania tych stanów w materiale jest powstawanie stref o określonej wielkości często wyrażonej za pomocą promienia. Promień odkształceń sprężystych opisywany jest jako r_s natomiast promień odkształceń plastycznych - r_p.

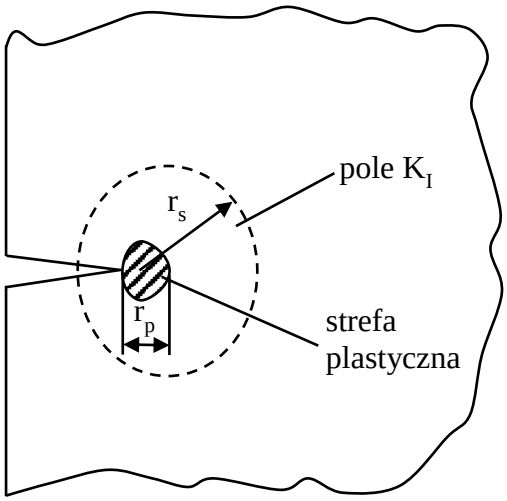
Przyjmując w uproszczeniu, że dla większości materiałów konstrukcyjnych w obrębie wierzchołka szczeliny występuje obszar plastyczny o promieniu mniejszym niż 0,01 a. Wówczas zasadnym jest stosowanie krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń. Dzieje się tak ponieważ strefa plastyczna jest silnie ograniczania przez strefę odkształceń sprężystych. Dzięki tym założeniom możemy wyznaczyć rozmiar pola plastycznego zgodnie z zależnością [66]:

$$r_p = \frac{1}{6 \cdot \pi} \cdot \left(\frac{K_I}{R_e}\right)^2 \tag{3.7}$$

gdzie:

R_e – granica sprężystości materiału.

Gdy przejmiemy, że r_p jest dużo mniejszy od r_s to obszar opisywany współczynnikiem intensywności naprężeń można graficznie przedstawić w sposób zaprezentowany na rysunku 3.2.



Rys. 3.2. Schematyczne przedstawienie obszaru opisywanego współczynnikiem intensywności naprężeń

Współczynnik intensywności naprężeń może być ostatecznie rozumiany jako miara pola naprężeń i przemieszczeń pewnego obszaru materiału, zlokalizowanego w otoczeniu występującej wady (pęknięcia). Należy zaznaczyć, że jest on ściśle uzależniony od przyłożonego obciążenia i od długości szczeliny a także od grubości ciała.

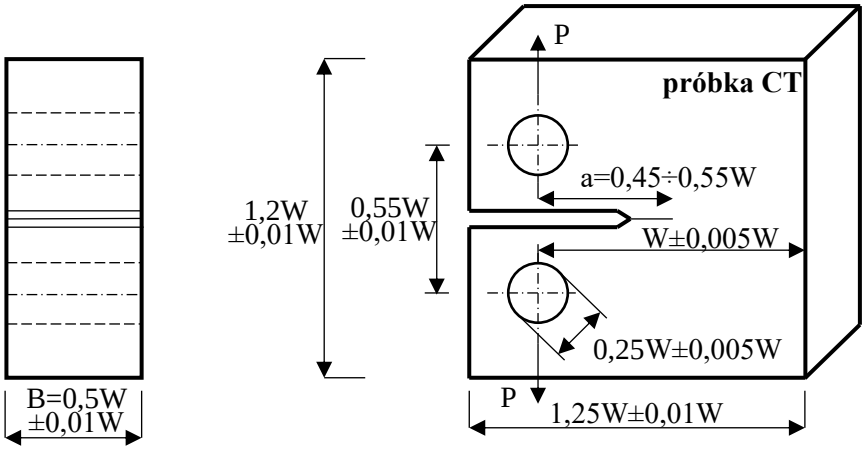
Przyjmuje się, że opisywany współczynnik, jest niezależny od własności materiału, a także od wielkości całego elementu. Należy zaznaczyć, że ostatni z wymienionych punków jest prawdziwy wówczas, gdy wielkość pola naprężeń występujących wokół wierzchołka pęknięcia, nie jest ograniczona. Czynnikami wpływającymi na opisywaną wielkość są między innymi geometria elementu, kształt i umiejscowienie karbu, jak również orientacja obciążenia względem płaszczyzn nieciągłości spiętrzającej naprężenia [21].

W liniowo – sprężystej mechanice pękania, poszukuje się krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń. Opisuje on stan (dla określonej geometrii i sposobu obciążenia obiektu), w którym dla danej długości pęknięcia dalszy przyrost obciążenia spowoduje dekohezję materiału lub określa długość pęknięcia, która będzie krytyczna dla przewidywanej wartości obciążenia.

Dla eksperymentalnego wyznaczenia krytycznej wartość współczynnika intensywności naprężeń w pierwszym przypadku obciążenia, muszą być spełnione warunki liniowej mechaniki pękania.

Normy przewidują kilka zasadniczych typów próbek do wyznaczania opisywanej wielkości. Część z nich, została już wcześniej opisana. Ze względu na tematykę pracy najistotniejszą z nich jest próbka zwarta z karbem pojedynczym (CT). Wynika to głównie z tego, że są one ogólnego przeznaczenia i przy ich zastosowaniu wyznacza się również inne miary odporności na pękanie, nie tylko K_{IC}.

Wymiary opisywanej próbki w myśl normy nie są podane liczbowo, ale jako zależności matematyczne obliczane na podstawie wyników grubości badanego materiału. W wyniku tego najistotniejszym wymiarem dla badanej blachy jest właśnie jej grubość. Najkorzystniejsza sytuacja jest wówczas, gdy odległość pomiędzy punktem przyłożenia siły, a grzbietem próbki, jest równa dwukrotności grubości blachy. Ze względu na duże zróżnicowanie badanych materiałów, spełnienie tego warunku prowadzi niekiedy do konieczności wykonania próbek o dużych gabarytach. Dokonanie kontrolowanego zniszczenia takiej próbki bywa często poza zakresem zarówno wielkościowym jak i siłowym standardowych maszyn pomiarowych. Kształt próbki zwartej wraz z przedstawionymi wybranymi wymiarami przedstawiono na rysunku 3.3.



Rys. 3.3. Podstawowe wymiary próbki zwartej CT

Aby w próbce występował płaski stan odkształcenia, spełnione powinny zostać następujące warunki:

$$B \geq 2{,}5\left(\frac{K_{IC}}{R_e}\right)^2 \tag{3.8}$$

$$a \geq 2{,}5\left(\frac{K_{IC}}{R_e}\right)^2 \tag{3.9}$$

Wymienione zależności wynikają z modelu Irwina, który opisuje niewielkie pola naprężeń wokół szczeliny sprężystej [66]. Jak wcześniej wspomniano spełnienie tych zależności prowadzi do konieczności stosowania bardzo dużych próbek. W wyniku tego norma przewiduje pewne odstępstwa od prezentowanych na rysunku 3.3 zaleceń. Jednym z nich jest zmieniona wartość ilorazu grubości próbki, do jej wymiaru charakterystycznego. W niniejszej pracy skorzystano z takiej możliwości, a opisywana wartość wynosi 4 [7].

Przy wyznaczaniu krytycznego współczynnika intensywności naprężeń należy otrzymane wartości podstawić do równania opracowanego przez Srawley'a, umieszczonego w normie [7]:

$$K_I = \frac{P}{BW^{\frac{1}{2}}} \cdot \frac{\left(2+\left(\frac{a}{W}\right)\right)\left[0{,}886+4{,}64\left(\frac{a}{W}\right)-13{,}32\left(\frac{a}{W}\right)^2+14{,}72\left(\frac{a}{W}\right)^3-5{,}6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left(1-\left(\frac{a}{W}\right)\right)^{\frac{3}{2}}} \tag{3.10}$$

gdzie:

P – siła.

Należy zaznaczyć, że uzyskanie poprawnej wartości krytycznej, współczynnika intensywności naprężeń wymusza odpowiednie przygotowanie próbek i zapewnienie kontrolowanego przyrostu pęknięcia. Warunkiem koniecznym jest, aby przyrastające pęknięcie leżało w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku działania siły. Ponadto kształt brzegu szczeliny powinien być liniowy przez cały czas trwania eksperymentu. Przez pojęcie liniowy rozumie się prostopadłość szczeliny względem grzbietu próbki.

Uwarunkowania te, wynikają z uproszczeń, jakie założono podczas budowy matematycznych modeli, z których korzysta się podczas wyznaczania opisywanej stałej materiałowej.

W praktyce spełnienie tych warunków jest niemal niemożliwe. Wynika to chociażby z ziarnistej struktury materiału, wad i wtrąceń w nim występujących, mikropęknięć, lub chociażby z uwalniania się naprężeń wewnętrznych. Wprowadza to dodatkowe utrudnienie. Zróżnicowany kształt przełomów komplikuje porównywanie próbek nawet w obrębie jednego materiału. Ze względu na te trudności przyjmuje się, że wystarczającym jest, aby pęknięcie miało charakter zbliżony do liniowego. Istnieje jednak szereg metod pozwalających na ograniczenie szeroko rozumianych nieliniowości w pęknięciu. Są one związane z kształtowaniem karbu technologicznego, jednak nie będą one szerzej omówione.

Celem uzyskania prostopadłej orientacji płaszczyzny szczeliny pękania względem kierunku przyłożenia siły należy zapewnić, aby promień dna karbu technologicznego był możliwie mały tj. mniejszy niż 0,2 mm. W początkowej fazie rozwoju pęknięcia kierunek jego propagacji będzie prostopadły do

promienia dna karbu. Im mniejszy on będzie tym większe prawdopodobieństwo, że pęknięcie będzie przyrastać prostopadle do kierunku działania siły.

Tak przygotowaną próbkę montuje się na maszynie wytrzymałościowej za pomocą sworzniowo – trzpieniowego mocowania. W pierwszej części eksperymentu, generuje się wstępne pęknięcie zmęczeniowe.

Normy [7, 122] nie precyzują w jaki sposób ma być ono wygenerowane. Wyraźnie zaznaczone jest jednak, że pęknięcie zmęczeniowe powinno zawierać się w zakresie od 0,45-0,55 W, czyli w połowie odległości pomiędzy osiami otworów, a grzbietem próbki. W praktyce realizuje się to przykładając siłę rozciągającą w cyklu odzerowo tętniącym z możliwie największą częstotliwością na jaką pozwalają możliwości maszyny wytrzymałościowej. Normy nie podają bezpośredniej wartości siły jaką należy obciążyć próbkę. Można przyjąć, że pęknięcie zmęczeniowe generuje się siłą odpowiadającą $K_{pre}<0{,}8K_Q$.

Próbki kompaktowe w czołowej części posiadają zamek, w którym umieszcza się ekstensometr blaszkowy, stosowany do pomiarów rozwarcia próbki. Z punktu widzenia normatywnego, nie jest on konieczny podczas generowania pęknięcia zmęczeniowego, jednak zaleca się jego stosowanie, do ułatwienia odpowiedniej interpretacji otrzymanych wyników lub późniejszego opracowywania szybkości propagacji pęknięcia.

Próbkę testową z wygenerowaną już wcześniej szczeliną zmęczeniową, poddaje się monotonicznej próbie rozciągania w taki sposób, aby wartość przyrostu współczynnika intensywności naprężeń mieściła się w przedziale $0{,}55–2{,}75\ \mathrm{MPa}\cdot\sqrt{m}$ [7, 122]. Podczas pomiarów, oprócz narastającej siły rejestruje się również wartość rozwarcia próbki. Eksperyment kontynuuje się aż do momentu wystąpienia zawiasu plastycznego, objawiającego się przyrostem przemieszczenia przy niemal zerowej wartości siły [88].

Po dokonaniu pomiarów, badaną próbkę należy dołamać, aby móc bez przeszkód obserwować powierzchnię przełomu. Najważniejszą informacją jaką należy uzyskać podczas obserwacji, jest średnia długość pęknięcia zmęczeniowego. Norma zaleca, aby wartość jaką przyjmuje się do obliczeń, stanowiła średnią z 5, lub 9 pomiarów długości szczeliny zmęczeniowej. Jednak, dzisiejsze metody cyfrowe pozwalają na bezpośrednie zmierzenie pola powierzchni przełomu. Gdy uzyskaną podczas pomiarów wartość podzieli się przez średnią grubość próbki, otrzymamy poszukiwaną długość z dokładnością większą niż z pomiarów punktowych.

Dla wyznaczenia krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń K_{IC} należy z otrzymanych podczas eksperymentu wyników sporządzić wykres siła – rozwarcie próbki. Początkowo jest on liniowy, jednak w późniejszej fazie pojawiają się odkształcenia plastyczne powodujące gwałtowne załamanie linii wykresu. Metodą najmniejszych kwadratów należy wyznaczyć równanie stycznej do liniowego odcinka wykresu siła – rozwarcie.

Kolejnym krokiem, jest naniesienie na wykres linii nachylonej o 5 % do wyznaczonej prostej. Czynności tej dokonuje się celem uwzględnienia

powstawania niewielkich stref plastycznych, bowiem przyjmuje się, że zmiana nachylenia prostej o podany procent jest równoważna ze zmianą podatności badanego materiału w przypadku, gdy długość szczeliny zwiększa się o 2 %. Punkt przecięcia linii zasadniczej z prostą nachyloną, umożliwia odczytanie wartości siły określanej jako P_5. Następnie należy wyznaczyć siłę krytyczną P_Q. Sposób jej wyznaczanie jest ściśle związany z charakterystyką wykresu. Normy [7, 122] przewidują kilka jego typów i wyznaczenie opisywanej wartości należy wykonywać w oparciu o materiały w niej zawarte. Istnieją jednak dwa zalecenia dotyczące orientacji punktu, w którym znajduje się szukana P_Q:

- w przypadku, gdy wszystkie punkty wykresu siła – rozwarcie znajdują się poniżej punktu przecięcia stycznej pochylonej i linii zasadniczej wykresu, to należy przyjąć, że P_5 jest równe P_Q,
- w przypadku, gdy na wykresie siła – rozwarcie znajdują się punkty powyżej punktu przecięcia zasadniczej linii wykresu i linii nachylonej, to należy za P_Q przyjąć maksimum lokalne, znajdujące się przed punktem przecięcia. Koniecznym jest, aby opisywane wcześniej maksimum lokalne występowało po lewej stronie punktu przecięcia.

Aby można było uznać zmierzoną wartość K_Q za krytyczną wartość współczynnika intensywności naprężeń K_{IC} to stosunek siły, P_{max} (w ujęciu globalnym) do wyznaczonej siły P_Q musi być mniejszy od 1,10. W praktyce, jeżeli podana zależność nie zostanie spełniona może to oznaczać, że badany materiał jest zbyt plastyczny i należy zastosować inną miarę odporności materiału na pękanie np. całkę J.

Ostatnią czynnością, jest obliczenie warunkowej odporności na pękanie oznaczanej jako K_C. Domniemaną stałą materiałową należy wyznaczyć z zależności (3.10). Gdy zostanie spełniony warunek P_{max}/P_Q, o którym mowa w poprzednim akapicie, to wartość rachunkową K_Q można uznać za odporność materiału na pękanie K_C.

Opisywane zagadnienie mimo bardzo szybkiego rozwoju pęknięcia ma charakter statyczny. Nie ulega wątpliwości, że zróżnicowany stan obciążenia różnego rodzaju konstrukcji ma charakter dynamiczny. Mimo, iż wyznaczona stała materiałowa w postaci K_C jest właściwa, to bezwładność obciążanego materiału przy dynamicznym procesie spowoduje powstanie dodatkowych naprężeń. Dlatego też wartość tego współczynnika nie ma już liniowego charakteru, a jest wartością oscylującą w obrębie pewnej stałej w taki sposób, że amplituda tych zmian jest zróżnicowana w czasie. Zjawisko to powoduje pozorną utratę sprężystości materiału przy obciążeniach dynamicznych [108]. Podsumowując, dla lepszego opisu odporności na pękanie należy zastosować inną miarę, uwzględniającą obciążenia dynamiczne.

3.2. WYZNACZANIE DYNAMICZNEGO KRYTYCZNEGO WSPÓŁCZYNNIKA INTENSYWNOŚCI NAPRĘŻEŃ K_{ID}

Odmienny sposób zachowywania się materiału wskutek obciążeń dynamicznych spowodował zainteresowanie badaczy w kierunku wyznaczenia dynamicznego współczynnika intensywności naprężeń. Zagadnienie to było dość szeroko rozpatrywane w publikacjach [62, 118, 166]. W ujęciu eksperymentalnym, nie ma normy o zasięgu międzynarodowym, w której można by znaleźć zalecenia dotyczące sposobu wyznaczania tej wartości. Jednak ze względu na brak innego parametru, który mógłby opisać odporność materiału na pękanie przy dynamicznym obciążeniu, pewne sugestie dotyczące wyznaczania poszukiwanej wartości zostały opracowane. Można je odnaleźć między innymi w pracy [143].

Urządzeniem pomiarowym, w którym występuje bardzo gwałtowny przyrost obciążenia, jest młot Charpy'ego. Opisywany przyrząd, stanowił punkt wyjścia do dalszych rozważań, na temat wyznaczania dynamicznego współczynnika intensywności naprężeń. Niestety próba udarności ma bardziej charakter jakościowy i pozwala jedynie określić w jakiej temperaturze materiał przestaje być plastyczny i staje się kruchy. W dodatku, podczas łamania trudnym jest określenie, ile energii z ruchu młota zostało użyte do inicjacji pęknięcia, a ile na proces jego propagacji. Dla wyeliminowania tych czynników opracowano tzw. instrumentowaną próbę Charpy'ego podczas której, siła jest rejestrowana w funkcji czasu uderzenia. Dodatkowo w próbce inicjuje się pęknięcie zmęczeniowe po to, aby dostarczona energia wykorzystana była wyłącznie na propagację, a nie inicjację pęknięcia.

Celem precyzyjnego określenia momentu inicjacji wzrostu pęknięcia dla materiałów ferromagnetycznych, w otoczeniu próbki umieszcza się cewkę, dzięki której możliwy jest pomiar sygnału magnetycznego, na którego podstawie określa się wspomniany moment inicjacji. Przy badaniu pozostałych materiałów na próbkę nakleja się tensometr zorientowany poprzecznie do kierunku działania uderzenia. Odczytuje się z niego odkształcenie i określa moment inicjacji pęknięcia.

Pomiar dynamicznego współczynnika intensywności naprężeń wymusza stosowanie urządzeń pomiarowych o bardzo dużej częstości próbkowania. Zaleca się aby wynosiła ona 1 MHz, co powoduje powstanie znacznych kosztów i komplikuje procedurę pomiarową [108].

3.3. WYZNACZANIE ODPORNOŚCI MATERIAŁU NA PĘKANIE METODĄ CAŁKI J

Całka J jest kolejną miarą odporności materiału na pękanie. Można ją zdefiniować jako sposób opisu pola naprężeń jakie powstaje wokół wierzchołka pęknięcia w momencie, gdy rozwija się ono w sposób niestabilny. Autorem opisywanej miary odporności na pękanie jest Jim Rice, który w swojej pracy

[127] udowodnił, iż jest ona niezależna od drogi całkowania. Niesie to za sobą określone konsekwencje, ponieważ dzięki tej cesze, znajduje ona zastosowanie w liniowo – sprężystej i w sprężysto – plastycznej mechanice pękania. Ze względu na tak szeroki zakres stosowania, miarę tą wykorzystuje się m.in. do opisu materiałów nieliniowo sprężystych. Należy zwrócić jednak uwagę na fakt, że na wykresie naprężenie – odkształcenie sporządzonym na podstawie wyników zebranych w trakcie eksperymentu, dla materiału sprężystego podczas cyklicznego obciążania i odciążania materiału, linia spadku siły pokrywa się z linią obciążania, natomiast dla materiału plastycznego linia spadku siły będzie równoległa do niej. Nastąpi więc przesunięcie, które jest kluczowe z punktu widzenia eksperymentalnej mechaniki pękania [47]. Odnosząc się do tej cechy wywnioskowano, że całka J zajmuje ograniczony obszar wokół czoła pęknięcia, z pominięciem strefy plastycznej i zorientowana jest bezpośrednio wokół wierzchołka pęknięcia. Udowodniono, że ma ona ograniczony obszar, który jest zależny od szerokości szczeliny, ale ze względu na obecność zmieniającej się strefy plastycznej przy propagacji pęknięcia, całka J nadaje się tylko do opisu pola naprężeń przy określonej długości pęknięcia [136].

Stosuje się co najmniej dwa sposoby doświadczalnego wyznaczania krytycznej wartości całki J. Należą do nich metoda wielu próbek oraz metoda jednej próbki. Pierwsza z wymienionych, uznawana jest za pierwotną, ponieważ pozostałe metody stanowią jej rozwinięcie lub modyfikację [18]. Według jej założenia porównuje się ze sobą geometrycznie takie same próbki, wykonane z tego samego materiału z tą różnicą, że w każdej z nich, długość pęknięcia zmęczeniowego jest inna. Założeniem jakie przyjmuje się podczas prowadzenia badań tą metodą jest proporcjonalność występująca pomiędzy wzrostem przemieszczenia a wydłużeniem szczeliny zmęczeniowej Δa_i [120].

W ujęciu normatywnym wyznaczanie krytycznej wartości całki J odbywa się przy zastosowaniu podobnych próbek jak przy wyznaczaniu krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń. Zasadnicza różnica pomiędzy nimi polega na długości pęknięcia zmęczeniowego. Zaleca się, aby wynosiło ono od 0,5 W do 0,75 W, gdzie W jest szerokością próbki [9, 120]. Celem późniejszej identyfikacji próbek oraz długości pęknięcia należy dokonać znakowania próbki w taki sposób, aby po jej dołamaniu była możliwość pomiaru początkowej długości pęknięcia zmęczeniowego. Istnieje również możliwość obserwacji długości pęknięcia z zewnątrz, bez konieczności demontowania próbki [25]. Doskonałym tego przykładem są metody optyczne z których jedna, będzie opisana w dalszej części pracy. Po określeniu długości pęknięcia zmęczeniowego, próbkę należy obciążać w sposób monotoniczny aż do zerwania, rejestrując wcześniej wymienione sygnały. Na podstawie otrzymanych wyników siły i przemieszczenia należy sporządzić wykres siła – przyrost długości pęknięcia w celu wyznaczenia krzywej J – R [108].

Wykres sporządzony dla każdej z próbek, umożliwia obliczenia pola pod krzywą siła – przemieszczenie, które odpowiada energii potencjalnej jaka występuje w materiale, dla przemieszczenia w danej chwili czasu.

Opisywana metoda jest oparta na równaniach energetycznych z których wynika, że całka J jest szybkością zmniejszania się energii potencjalnej w materiale, wraz ze wzrostem długości pęknięcia. Zjawisko to można opisać za pomocą zależności [47]:

$$J = \frac{d\Pi}{da} \tag{3.11}$$

gdzie:

Π – jest energią potencjalną ciała,
a – długość szczeliny.

Eksperymentalne wyznaczenie krytycznej wartości całki J jest kilkuetapowe. W oparciu o otrzymane wyniki należy dokonać szeregu obliczeń. Ostatecznie należy sporządzić wykres energia potencjalna – długość szczeliny, gdzie pierwsza z tych wartości znajduje się na osi rzędnych. Wartość całki J jest tożsama z wartością funkcji tangensa kąta nachylenia linii stycznej do wykresu Π – l. Dzięki temu możliwe jest wyznaczenie poszczególnych wartości całki J dla wszystkich długość pęknięcia i dla zarejestrowanych punktów przemieszczenia. Po dokonaniu obliczeń należy sporządzić trzeci wykres tj. punktowe wartości całki J w funkcji przemieszczenia. Z opisywanego wykresu odczytujemy wartość krytyczną całki J, J_c. Opisywana wielkość występuje wówczas, gdy dla przemieszczenia w *i*–tym pomiarze występuje krytyczna wartość całki J, której odpowiada gwałtowny wzrost długości szczeliny. Mankamentem opisywanej metody jest to, że wartość krytyczna J_c może być różna dla każdej długości wcześniej wygenerowanej szczeliny zmęczeniowej. Jednak, gdy wszystkie z próbek zostają poddane obciążeniu w takich samych warunkach, to szukane wartości powinny być jednakowe [47].

Metodą alternatywną do wcześniej wymienionej jest metoda jednej próbki. Jej opracowanie przypisuje się Rice'owi [127]. Polega ona na mierzeniu zmiany podatności lub spadku potencjału elektrycznego w przypadku, gdy długość pęknięcia stopniowo przyrasta. Sposób badania polega na cyklicznym obciążaniu i odciążaniu próbki. Niestety wartości sił, jakimi obciąża się próbkę nie są podawane i musza wynikać z doświadczenia badacza. Wartości odciążeń powinny wynosić około 75% wartości siły obciążającej, przy której rozpoczęto proces odciążania [47]. Opisywana technika jest znacznie mniej pracochłonna od poprzedniej, oraz pozwala realizować badania przy jednym zamocowaniu próbki co pozytywnie wpływa na dokładność pomiarów.

Warto zaznaczyć, że wcześniej wymieniona metoda spadku potencjału elektrycznego wymaga zastosowania układu kalibrującego, zasilacza, izolatorów pozwalających na uniemożliwienie przewodzenia prądu elektrycznego z próbki

na maszynę pomiarową [138]. Daje ona jednak stosunkowo szeroki zakres zastosowań, swobodę korzystania i zapewnia dokładność wyników.

Istnieją również inne metody obserwowania przyrostu pęknięcia takie jak np. emisji akustycznej, wspomniana już metoda optyczna, ultradźwiękowa, i oporowa [8], jednak najbardziej interesująca z punktu widzenia autora pracy jest właśnie metoda zmiany podatności przy wykorzystaniu której zostały opracowane wyniki prezentowane w dalszej części pracy [83]. Należy zaznaczyć, że zarówno ta, jak i inne zostały szczegółowo opisane w normie amerykańskiej [10] oraz polskiej [120].

Przy zastosowaniu metody jednej próbki po wygenerowaniu pęknięcia zmęczeniowego o długości mniejszej niż w przypadku wyznaczania krytycznego współczynnika intensywności naprężeń, należy rozpocząć cykliczne obciążanie i odciążanie próbki przy sterowaniu przemieszczeniem. Rejestrowane w ten sposób sygnały siły i przemieszczenia punktu jej przyłożenia, pozwalają na sporządzenie wykresu siła – przemieszczenie. Wykres należy sporządzić tak, aby pierwszy z uzyskanych sygnałów znajdował się na osi pionowej. Należy pamiętać, żeby pierwsze odciążenie następowało na liniowym odcinku wykresu. Istotne z punkt widzenia wyznaczanej wartości jest, aby odciążanie następowało przy stałych wartościach przesunięcia roboczej części maszyny, a sygnał siły stanowił odpowiedź układu. Normy nie określają maksymalnej ilości odciążeń, jednak ich minimalna liczba wynosi 5. Jest to konieczne, ponieważ minimalna ilość zarejestrowanych punktów pomiarowych przy stabilnym wzroście pęknięcia mieszcząca się w zakresie od 0,15 mm do 1,5 mm wynosi 4. W przeciwnym razie próbę należy unieważnić, ponieważ na mniejszej liczbie punktów nie wyznaczy się prawidłowo krzywej regresji. Na podstawie otrzymanych danych należy określić przyrosty przemieszczenia Δu oraz siły ΔP. Dzięki temu można obliczyć podatność próbki dla każdego cyklu odciążenia ze wzoru [120]:

$$c_i = \left(\frac{\Delta u}{\Delta P}\right)_i \tag{3.12}$$

Kolejną czynnością jaką należy wykonać jest wyznaczenie przyrostu długości pęknięcia w badanej próbce Δa_i. Dla i – tego cyklu odciążenia. Należy posłużyć się zależnością:

$$\Delta a_i = \frac{b(c_i - c_0)}{2c_i} \tag{3.13}$$

gdzie:

c_0 – podatność próbki wyznaczona dla pierwszego cyklu odciążenia na liniowej części wykresu,

c_i – podatność próbki wyznaczona dla i – tego cyklu odciążenia,

b – szerokość próbki netto.

Później można przystąpić do obliczania wartości pośrednich całki J, J_i. Należy przy tym skorzystać z zależności:

$$J_i = \frac{A_i}{bB} f\left(\frac{a}{W}\right) \tag{3.14}$$

gdzie:

A_i – pole pod krzywą pomiędzy kolejnymi odciążeniami, energia pochłonięta przez próbkę

B – grubość próbki,

$f\ (a/W)$ – w zależności od rodzaju próbki i długości szczeliny zmęczeniowej wg tablicy [120].

Po wyznaczeniu wszystkich z podanych wartości można sporządzić wykres całka J – pośrednie przyrosty długości pęknięcia. Na uzyskany przebieg należy nanieść dwie linie wyznaczające ważny dla próby obszar, ograniczający ilość punktów pomiarowych w taki sposób, aby wszystkie z nich spełniały zależność:

$$0{,}15\ mm \leq \Delta a \leq 1{,}5\ mm \tag{3.15}$$

Przez punkty znajdujące się w wyznaczonym prze wcześniej wspomniane linie obszarze, metodą najmniejszych kwadratów należy wrysować prostą najlepszego dopasowania. Linia ta nosi nazwę linii R. Następnie na wykres należy nanieść linie pomocnicze zbudowane na równaniu linii R jednak dające wartości J o 35% większe i 25% mniejsze niż te, przewidywane przez linię R. Jeżeli w wyznaczonym obszarze znajdują się co najmniej 4 punkty to można przystąpić do wyznaczania krytycznej wartości całki J. Należy przedłużyć linię R w taki sposób, że przetnie ona oś rzędnych. Wartość całki J jaką otrzyma się w punkcie przecięcia osi pionowej wykresu można uznać za J_c w przypadku, gdy:

$$\Delta a_{min} \leq \frac{1}{3} \Delta a_{max} \tag{3.16}$$

$$T \leq \frac{R_e + R_m}{5} \tag{3.17}$$

gdzie:

T – moduł pękania,

R_e – granica plastyczności,

R_m – granica wytrzymałości na rozciąganie.

Polska Norma dopuszcza jeszcze uzupełniający sposób wyznaczania J dla stali o podwyższonej wytrzymałości, gdzie linie pomocnicze są równoległe do linii tępienia a wartość domniemanej krytycznej wartości całki J, J_Q stanowi przedłużenie linii R prowadzone równolegle do osi odciętych poza obszarem ograniczonym liniami pomocniczymi [120].

Istnieją pewne rozbieżności dotyczące opracowywania wyników badań polegających na wyznaczeniu krytycznej wartości całki J. Doskonałym przykładem jest norma polska [120] i amerykańska [9]. Subtelne różnice polegają między innymi na tym, że norma amerykańska proponuje nieco inną zależność na wyznaczanie przyrostu długości pęknięcia. Dla próbki kompaktowej wyliczyć można ją z zależności:

$$\Delta a_i = \Delta a_{i-1} + \frac{b_{i-1}}{\eta_{i-1}} \cdot \frac{C_i - C_{i-1}}{C_{i-1}} \tag{3.18}$$

gdzie:

$$\eta_{i-1} = 2 + 0{,}522\ \frac{b_i}{W}$$

Ponadto w normie można odnaleźć zależności matematyczne dla próbki trójpunktowo zginanej

$$\frac{a_i}{W} = 0{,}999748 - 3{,}9504\ U_x + 2{,}9821\ U_x^2 - 3{,}21408\ U_x^3 + 51{,}51564\ U_x^4 + 113{,}031\ U_x^5 \tag{3.19}$$

$$U_x = \frac{1}{\left[\frac{B_n W E C_i}{0{,}25\ S}\right]^{\frac{1}{2}} + 1} \tag{3.20}$$

gdzie:

S – rozstaw podpór.

Najistotniejszą jednak różnicą pomiędzy normą polską i amerykańską jest to, że linia R jest potęgową krzywą regresji a nie linią prostą wyznaczoną metodą najmniejszych kwadratów [108].

3.4. WYZNACZANIE ODPORNOŚCI NA PĘKANIE METODĄ KRYTYCZNEGO ROZWARCIA SZCZELINY COD

Pomijając materiały bardzo kruche można stwierdzić, że obciążenie powoduje powstanie stref plastycznych w obrębie wierzchołka szczeliny. Gdy punkt przyłożenia siły oddala się od miejsca zamocowania materiału, to pomiędzy przeciwległymi warstwami w obrębie rozszerzającej się szczeliny powstają pustki. Zanim jeszcze dojdzie do wydłużenia szczeliny, to wspomniane wcześniej uplastycznienie spowoduje zwiększenie rozwarcia materiału. W przypadku, gdy uznamy, że zależność pomiędzy wielkością strefy odkształceń w obrębie wierzchołka a rozwarciem szczeliny ma charakter liniowy, to opisywane rozwarcie również można uznać za miarę odporności na pękanie. Wiąże się to z tym, że zwiększenie długości pęknięcia jest możliwe dopiero wówczas, gdy (podobnie jak przy wyznaczaniu K_C) przesunięcie punktu przyłożenia siły osiągnie lokalnie krytyczną wartość. Zagadnieniem tym

zajmował się Wells [157]. Opracował on równania opisujące rozwarcie szczeliny fikcyjnej w szczelinie rzeczywistej. Niestety zależności matematyczne wyprowadzane w celu opisu rozwarcia szczeliny dotyczą ciała o nieograniczonych wymiarach, dlatego ich praktyczne zastosowanie jest trudne do zrealizowania.

Zbiór zaleceń dotyczących eksperymentalnego wyznaczania krytycznego rozwarcia znajdują się w normie brytyjskiej [30]. Przedstawiona w normie metoda, oparta jest na koncepcji zawiasu plastycznego, który powstaje w próbce przy jej zerwaniu. Metoda zakłada również, że czujnik rozwarcia (ekstensometr blaszkowy COD) jest zamocowany w taki sposób, iż odległości każdej z nóżek czujnika do szczeliny w próbce jest taka sama. Szukaną wartość krytycznego rozwarcia u_p wyznacza się bezpośrednio z wykresu siła – rozwarcie, na podstawie jednego z typów wykresów wzorcowych podanych w normie [30].

Niestety podczas wyznaczania opisywanej wartości koniecznym jest określenie momentu inicjacji wzrostu pęknięcia, co wymusza stosowanie zaawansowanych technik pomiarowych takich jak np. metoda prądów wirowych, co powoduje małe zainteresowanie tą stałą materiałową [47].

4. METODY BADAŃ WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH W OBNIŻONYCH TEMPERATURACH

4.1. UZYSKIWANIE TEMPERATURY KRIOGENICZNEJ POPRZEZ SCHŁADZANIE PRÓBEK I UCHWYTÓW W KĄPIELI Z CIEKŁEGO AZOTU

Warunki kriogeniczne, można uzyskać poprzez zastosowanie skroplonych gazów do schładzania obiektów badań. Mają one zróżnicowane temperatury wrzenia i czasy odparowywania. Wspomniane różnice w temperaturze wrzenia wykorzystywane są w głównej mierze w medycynie, inżynierii biomedycznej oraz przemyśle chemicznym [123], do utrzymywania zakładanej temperatury. Dziedziny te mają pewien element wspólny. Podczas prac z udziałem wrażliwych materiałów takich jak np. tkanki ludzkie, czy wyrafinowane odczynniki chemiczne, ryzyko uszkodzenia obiektu spowodowane niezachowaniem odpowiedniej temperatury jest wysokie [144]. W dodatku zmiany jakie zajdą podczas uszkodzeń termicznych w większości przypadków mogę być nieodwracalne.

Odziaływanie niskich temperatur na materiały metalowe nie jest obarczone tak dużym ryzykiem. Istnieje problem skurczu i koniecznym jest, aby uwzględniać zmiany wielkości przedmiotu podczas projektowania urządzeń wielkogabarytowych [3], jednak w przypadku próbek ryzyko ich termicznego uszkodzenia jest niewielkie.

Podczas badań w obniżonych temperaturach najpopularniejszym gazem technicznym stosowanym do obniżania temperatury do warunków kriogenicznych jest azot. Pozyskuje się go bezpośrednio z powietrza atmosferycznego, bowiem jest on jego głównym składnikiem. Ponadto, gdy skroplony już azot przechowywany jest w zbiornikach z płaszczem próżniowym zwanych dewarami, jego ubytek nie jest znaczący.

Podczas analizy literatury odnaleziono szereg prac, w których poprzez wykorzystanie skroplonych gazów technicznych, badano wpływ obniżonej temperatury na własności mechaniczne materiałów stosowanych w budowie i eksploatacji maszyn. Zaobserwowano dwa zasadnicze sposoby przeprowadzania badań w warunkach obniżonych temperatur. Pierwszym z nich polega na zanurzaniu próbek badanych materiałów w kąpieli z ciekłego azotu. Badanie zasadnicze odbywa się na urządzeniach pomiarowych bezpośrednio po wyciągnięciu obiektu badań z kąpieli.

Takie podejście zaprezentowano w artykule [160] gdzie poddano próbie monotonicznego rozciągania stop aluminium AA5082.

Również w pracy [161] badano materiał bezpośrednio po wyjęciu ze zbiornika wypełnionego ciekłym azotem, ale tym razem ze względu na udarność. Starano się wyznaczyć wytrzymałość złącza spawanego powstałego w wyniku spawania stali austenitycznej i duplex.

W opisywany sposób wyznaczano również wartości charakterystyczne dla mechaniki pękania. Przykładowo w artykule [117] opisano wyznaczanie krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń dla polietylenu.

4.2. UZYSKIWANIE TEMPERATURY KRIOGENICZNEJ POPRZEZ SCHŁADZANIE PRÓBEK I UCHWYTÓW W KOMORZE KRIOGENICZNEJ

Zdecydowanie bardziej złożone są badania w których temperaturę próbki obniża się do temperatur kriogenicznych i utrzymuje się ją przez cały czas trwania eksperymentu. Wymaga to zastosowania komory środowiskowej, odpowiednio zabezpieczonej i odizolowanej od warunków zewnętrznych. Realizowanie prób monotonicznego rozciągania nawet dla plastycznych materiałów, nie powoduje znacznego wydatku ciekłego azotu. Warstwa izolacyjna przybiera na znaczeniu, gdy prowadzi się badania o charakterze zmęczeniowym i cyklicznym. Ilość ciekłego azotu potrzebnego do utrzymania stałych warunków temperaturowych zwiększa się wielokrotnie, bowiem ten intensywnie odparowuje.

Badacze z całego świata realizują eksperymenty w otoczeniu niskich temperatur na wiele sposobów. Elementem wspólnym dla wszystkich jest umieszczenie obciążanej próbki we wcześniej przygotowanym zbiorniku o różnym stopniu zaawansowania technologicznego. Część z nich, to prostopadłościan z usytułowanymi w jego wnętrzu trzpieniami, służącymi do zamocowania próbek, inne zaś są chłodziarkami z oprzyrządowaniem i oprogramowaniem pozwalającym na regulowanie i kontrolowaniem temperatury wewnątrz urządzenia.

Przykładem zastosowania komory kriogenicznej do wyznaczania własności mechanicznych materiałów w temperaturze kriogenicznej złączy jest ten w artykule [150]. Badaniom w warunkach kriogenicznych poddaje się również grafen [158] oraz stale stopowe [141] i austenityczne [77].

Podobnie jak w przypadku metali, własności mechaniczne z zastosowaniem komory klimatycznej wyznacza się również dla materiałów kompozytowych [34] oraz polimerowych [90].

5. MATERIAŁ WARSTWOWY AA2519 – AA1050 – TI6AL4V

Materiał warstwowy AA2519 – AA1050 – Ti6Al4V jest nowym materiałem konstrukcyjnym opracowanym we współpracy WAT, PW, IMN, IBK-PAN, UTP i firmy Explomet, doświadczonego producenta materiałów łączonych metodami wysokoenergetycznymi w różnych konfiguracjach oraz różnej liczbie warstw.

Powstanie tego materiału jest efektem prac nad rozwojem lotnictwa i kosmonautyki, trwających nieustannie od ponad połowy dwudziestego wieku. Kluczowym kryterium jakim kierują się konstruktorzy projektujący tego typu obiekty specjalne jest wysoka wytrzymałość mechaniczna, przy niewielkiej gęstości a więc i ostatecznej masie finalnego obiektu technicznego. W wyniku tego, skupiono się na tworzeniu nowych, lub modyfikacji już istniejących stopów tytanu i aluminium a więc materiałów idealnie wpisujących się w przyjęte kryteria.

W przypadku obiektów militarnych jak również cywilnych o specjalnym przeznaczeniu, od materiałów konstrukcyjnych oczekuje się również wysokiej trwałości zmęczeniowej oraz niewrażliwości na kontakt z różnego rodzaju ciałami obcymi znajdującymi się w np. w przestrzeni kosmicznej (odporności balistycznej). Własności te są trudne do osiągnięcia przy wykorzystaniu obecnie stosowanych w lotnictwie i kosmonautyce stopów aluminium. Dodatkowo w przypadku tego pierwiastka istnieją ograniczenia wynikające ze spadku własności mechanicznych w skutek oddziaływania temperatur. Lokalny wzrost temperatury kadłubów samolotów ponaddźwiękowych przekracza 400 K. Zjawisko to spowodowane jest tarciem powietrza, a jego efekt wyeliminował aluminium jako materiał stosowany na tego typu konstrukcje. W konsekwencji kadłuby lotnicze zaczęto wykonywać ze stopów tytanu, a więc materiału charakteryzującego się dużo większym stosunkiem wytrzymałości do gęstości oraz mniejszą wrażliwością na oddziaływanie wysokiej temperatury.

W przypadku zastosowań kosmicznych oczekiwania wobec materiałów są jeszcze bardziej restrykcyjne. Same specyficzne warunki pracy wynikające z próżni w przestrzeni kosmicznej, promieniowanie kosmiczne, zderzenia z pyłem kosmicznym powodujące mikrokraterowanie oraz konieczność ochrony radiacyjnej powodują sprzeczność w wymaganiach stawianych materiałom stosowanym do budowy obiektów kosmicznych. Głównie dlatego skłoniono się w kierunku wykorzystania materiałów warstwowych o zróżnicowanych własnościach mechanicznych oraz zaczęto udoskonalać technologie pozwalające na wytwarzanie takich materiałów.

Jedną z nich, jest wcześniej omówione zgrzewanie wybuchowe (platerowanie). Należy zaznaczyć, że dzięki własnościom niemożliwym do uzyskania poprzez materiał jednolity, powstają zupełnie nowe kierunki projektowania i eksploatowania obiektów technicznych, takie jak koncepcja bezpiecznej trwałości i bezpiecznych uszkodzeń. Powstanie tych koncepcji jest efektem zupełnie innego mechanizmu uszkodzenia oraz propagacji pęknięć, charakterystycznych dla materiałów warstwowych.

Materiałami bazowymi zastosowanymi w konstrukcji materiału warstwowego AA2519 – AA1050 – Ti6Al4V są stop aluminium AA2519 oraz stop tytanu Ti6Al4V. Dodatkowym materiałem zastosowanym w celu poprawy własności strefy połączenia jest stop aluminium AA1050.

5.1. STOP ALUMINIUM AA2519

Stop aluminium AA2519 jest nowym materiałem niezbyt obszernie opisanym w literaturze. Jego główną zaletą jest wyróżniająca odporność na niekorzystne warunki atmosferyczne oraz środowiskowe, takie jak zasolona woda morska. Ponadto stop ten jest również odporny na korozję naprężeniową. Określa się go jako trudno spawalny, co komplikuje niektóre procesy technologiczne podczas produkcji i montażu.

Wymienione cechy powodują, że opisywany metal znajduje z powodzeniem zastosowanie w pojazdach militarnych. Pokrywa się nim zewnętrzne warstwy amfibii wojskowych, redukując przy tym ich masę oraz zapewniając odporność na korozję i odporność balistyczną. Materiał zyskał popularność dopiero wówczas, gdy dopracowano technologię jego obróbki plastycznej i przestał on funkcjonować wyłącznie w formie blach i płyt [42, 85, 116]. Skład chemiczny opisywanego stopu przedstawiono w tabeli 5.1.

Tab. 5.1. Skład chemiczny stopu aluminium AA2519 [42]

Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Ti	V	Zr
0,06	0,08	5,77	0,18	0,01	0,04	0,12	0,2

Opisywany stop znalazł również zastosowanie w lotnictwie. W literaturze można odnaleźć źródła, mówiące o wykonywaniu z niego poszyć statków powietrznych [94]. Korzyścią wynikającą z zastosowania tego materiału jest zredukowanie masy tych konstrukcji.

Stop AA2519 zalicza się do grupy stopów typu AlCuMgMn. Ich cechą charakterystyczną jest wysoka wytrzymałość mechaniczna, przy zachowaniu plastyczności, rozumianej jako duży przedział pomiędzy $R_{p0,2}$ a doraźną wytrzymałością na rozciąganie. Cecha ta jest szczególnie pożądana w obiektach militarnych takich jak wielowarstwowe pasywne osłony balistyczne. Materiały superwytrzymałe i twarde mają za zadanie zniszczenie pocisku, natomiast materiały plastyczne pochłaniają energię uderzenia. W uproszczeniu cechę tą można nazwać odpornością balistyczną. Właśnie takim materiałem jest opisywany AA2519 [27].

Podczas analizy literatury na temat AA2519 napotkano szereg prac, dotyczących obróbki cieplnej tego materiału oraz sposobu kształtowania jego mikrostruktury [91, 92, 124]. Napotkano również pracę związaną z numerycznym modelowaniem procesu pękania opisywanego materiału [55]. Niewiele jednak odnaleziono źródeł w których opisywane byłby własności mechaniczne tego stopu.

Przykładem jednego z nich jest praca [168] w której zbadano wytrzymałość statyczną materiału w ujęciu ujednolicania cieplnego. W wyniku przeprowadzonych prac stwierdzono korzystny wpływ obróbki cieplnej na opisywany materiał.

Stopem AA2519 zajmowano się również w pracy [119], gdzie określano wpływ kolejnych etapów walcowania na ostateczną wytrzymałość materiału. Aluminium walcowano z początkowej grubości 10 mm do grubości 3 mm a wytrzymałość statyczna po ostatnim przejściu wzrosła z 254 MPa do 374 MPa, przy wzroście twardości wyrażonej w skali Brinella.

Opisywany materiał był również badany dla określenia odporności na pękanie. W artykule [56] przedstawiono rezultaty prac prowadzonych w celu wyznaczenia opisywanej cechy w zakresie sprężysto – plastycznym. Na podstawie otrzymanych wyników modelowano również odporność na kruche pękanie. W pracy przedstawiono także wpływ różnych dodatków stopowych oraz oddziaływania podwyższonej temperatury na tą cechę materiałową.

Bardzo podobne badania jak poprzednio zestawiono w raporcie przygotowanym dla NASA [45]. Badania dotyczyły różnych stopów aluminium w tym właśnie AA2519. W raporcie przedstawiono między innymi wyniki badań odporności na pękanie wyznaczonej metodą krytycznej wartości całki J.

Podczas analizy literatury nie odnaleziono prac w których opisano by badania polegające na wyznaczanie odporności na pękanie tego materiału w warunkach kriogenicznych.

W materiale warstwowym, opisywanym w początkowych akapitach tego rozdziału, zastosowano stop aluminium AA2519 o zmodyfikowanym składzie chemicznym tj. z dodatkami Zr i Sc, który jako materiał bazowy, wytwarzany był metodami odlewania i przeróbki plastycznej (walcowania) na gorąco i na zimno oraz poddany końcowej obróbce cieplnej (wyżarzaniu).

5.2. STOP TYTANU TI6AL4V

Stop tytanu Ti6Al4V którego skład chemiczny przedstawiono w tabeli 5.2 ze względu na niewielką w odniesieniu do materiałów stalowych gęstość oraz wysoką wytrzymałość, jest popularnym materiałem konstrukcyjnym i szeroko opisuje się go w literaturze [46]. Własności mechaniczne wspomnianego stopu są wynikiem występowania w nim struktury krystalicznej, złożonej z faz α+β, gdzie gruboziarnista faza α występuje obok przesyconych wanadem i aluminium faz β zlokalizowanych na granicach ziaren [101].

Tabela 5.2. Skład chemiczny stopu tytanu Ti6A14V [165]

Al	V	Fe	Si	O	C	N	H
6,42	4,12	0,18	0,024	0,12	0,013	0,011	0,004

Materiał ten cieszy się dużą popularnością w protetyce. Od lat 60 stosuje się go na endoprotezy głównie stawu kolanowego i biodrowego [29]. Później stop

przeniknął do stomatologii, przede wszystkim ze względu na odporność korozyjną i niewrażliwość na oddziaływanie substancje fizjologicznych [67, 80, 148].

Oprócz zastosowań medycznych, stop Ti6Al4V stanowi doskonały materiał konstrukcyjny w budowie maszyn. Świadczą o tym liczne napotkane publikacje naukowe w których wyznaczano własności mechaniczne zarówno dla pojedynczego materiału, jak również dla kompozytu w skład którego wchodzi opisywany stop.

Doskonałym przykładem zastosowań tego materiału w budowie maszyn jest przemysł lotniczy. Stopy tytanu są szeroko stosowane w statkach powietrznych między innym na podpory kół, układy wydechowe silników lotniczych, rury hydrauliczne, a nawet z powodzeniem stosowany jest na konstrukcje ram okien lotniczych [64]. Ponadto, materiał ten ze względu na wysoką wytrzymałość i odporność na korozję stosowany jest w silnikach turbinowych, na łopatki turbin niskiego ciśnienia [57], oraz w innych elementach tego typu silników [111].

Opisywany stop tytanu poza zastosowaniami cywilnymi ma również militarne. Stop wykorzystywany jest do budowy pancerzy chroniących przed atakami o charakterze balistycznym. Liczne badania prowadzone w tym kierunku świadczą o doskonałej odporności materiału na opisywane obciążenia [50, 69].

W literaturze odnaleźć można również prace dotyczące podstawowych własności stopu Ti6Al4V w tym także mechanicznych. Przykładowo w pracach [59, 76, 109], zawarto informacje odnośnie wytrzymałości statycznej w różnych konfiguracjach. Z kolei w artykułach [28, 105, 153], rozpatrywano wytrzymałość zmęczeniową Ti6Al4V. Jednak z punktu widzenia realizowanej pracy szczególną uwagę zwrócono na publikacje w których opisywany stop, zgrzewano wybuchowo z innymi materiałami.

Pierwsze odnalezione pozycje literaturowe z których pozyskano informacje dotyczące wykorzystania wspomnianej technologii do łączenia Ti6Al4V z innymi materiałami sięgają lat 80 [65]. Początkowo ze stopem tytanu łączono stale, jednak później zgrzewano ze sobą coraz to bardziej zróżnicowane materiały.

Przykład wyznaczania własności mechanicznych materiału powstałego w skutek zgrzewania wybuchowego stopu tytanu Ti6Al4V z innym niż stal materiałem, opisano w pracy [72], gdzie zaprezentowano wyniki badań technologicznego ścinania, dla połączonego Ti6Al4V z miedzią. Naukowcy przedstawili rezultaty prac badawczych dotyczących wpływu ilości materiału wybuchowego na wytrzymałość na ścinanie złącza ww. materiałów. W wyniku eksperymentu okazało się, że wytrzymałość złącza rośnie proporcjonalnie do ilości wykorzystywanego do zgrzewania materiału wybuchowego.

Zasadniczym osiągnięciem wynikającym z łączenia tych materiałów jest znaczna redukcja masy całego kompozytu, bez utraty cech powierzchniowych takich jak odporność na korozję [63].

Przykład wyznaczania własności mechanicznych bimetalu wytworzonego w opisywany sposób przedstawiono w artykule [73]. Opisane w pracy badania

dotyczyły określenia wpływu parametrów zgrzewania wybuchowego na wybrane własności mechaniczne kompozytu. Jako parametry zgrzewania należy rozumieć intensywność obciążenia podczas zgrzewania, generowaną gwałtowniejszą eksplozją. W wykazanej pracy omawiano materiał, w którym łączone ze sobą były stop tytanu Ti6Al4V i stop aluminium o 0,5 % zawartości żelaza w swoim składzie. Obszar eksperymentów w dziedzinie wytrzymałości mechanicznej obejmował badania ścinania przy rozciąganiu, mikrotwardości złącza oraz trójpunktowego zginania. Po wykonaniu wszystkich eksperymentów okazało się, że wraz ze wzrostem intensywności eksplozji zwiększa się również wytrzymałość spoiny na ścinanie. Różnice te jednak nie przekraczały 5 % między najwyższym a najniższym wynikiem, a pęknięcie nie wystąpiło w strefie łączenia. Rezultaty trójpunktowego zginania zostały opisane w sposób jakościowy. Po wykonaniu prób nie stwierdzono rozwarstwienia pomiędzy materiałami, tj. w warstwie łączącej. Badania mikrotwardości wykazały, że twardość poszczególnych materiałów stopu jest wprost proporcjonalna do intensywności eksplozji, przy czym, zmiany są bardziej widoczne dla stopu tytanu.

Inny materiał powstały w wyniku zgrzewania wybuchowego stopu tytanu i aluminium opisano w pracy [61]. W opisywanej pracy stopem lekkim był AlCu4Mg1. Badania miały charakter porównawczy i polegały na wykonaniu szeregu prób rozciągania dla 4 typów próbek wiosełkowych. Dwa pierwsze, stanowiły próbki wykonane bezpośrednio z materiałów bazowych, dwie kolejne wykonane były z blachy już po zgrzewaniu. Zróżnicowanie polegało na odmiennym zorientowaniu ułożenia warstwy łączącej, względem kierunku rozciągania. W pierwszym rodzaju, siła rozciągająca działała prostopadle do strefy łączącej, natomiast w drugim rodzaju siła rozciągająca była równoległa do niej. Badania przeprowadzane w temperaturze otoczenia odbywały się przy dwóch różnych prędkościach rozciągania tj. monotonicznie i dynamicznie. Na podstawie wyników otrzymanych w eksperymencie można stwierdzić, że największą wytrzymałością na rozciąganie charakteryzuje się stop tytanu, natomiast najmniejszą, stop aluminium. Ustalono również, że równoległe usytuowanie warstwy łączącej do kierunku działania siły spowoduje zwiększenie wartości siły niszczącej materiał, niż orientacja prostopadła. Efekt ten był taki sam dla obu prędkości rozciągania.

Możliwym jest, że dalszy rozwój opisywanej technologii doprowadzi, do powstania materiałów lżejszych i wytrzymalszych od tych, dostępnych obecnie. Jednak, aby zapewnić jej naturalny rozwój koniecznym jest prowadzenie badań naukowych w kierunku wyznaczenia własności mechanicznych materiałów wytworzonych w oparciu o opisywaną technologię.

W opracowanym materiale warstwowym opisywanym w początkowych akapitach, stop tytanu pełni rolę tego opisywanego jako superwytrzymały. Ma on za zadanie zniszczyć atakujący pocisk i pozbawić go zdolności przebijającej. Nie pochłania on jednak energii uderzenia.

5.3. STOP ALUMINIUM AA1050

Materiał AA1050 którego skład chemiczny przedstawiono w tabeli 5.3. jest jednym z komponentów składających się na materiał warstwowy Al – Ti.

Tabela 5.3. Skład chemiczny stopu aluminium AA1050 [16]

Mn	Fe	Si	Mg	Cu	Ti	Zn
0,05	0,4	0,25	0,05	0,06	0,05	0,07

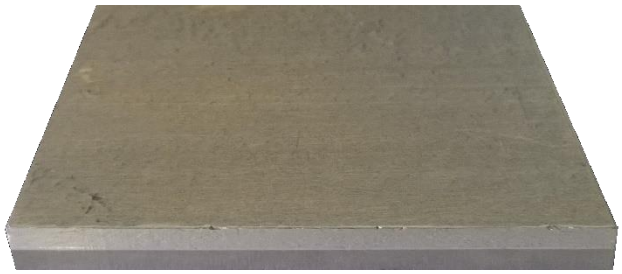
Stop ten jako materiał pojedynczy stosowany jest w przemyśle elektrycznym i elektronicznym ze względu dobre przewodnictwo elektryczne. Można go również spotkać w budownictwie ze względu na dobre przewodnictwo cieplne. Opisywana cecha w połączeniu z doskonałą plastycznością i podatnością na obróbkę plastyczną spowodowała, że AA1050 stanowi materiał przekładkowy materiale warstwowym AA2519 – AA1050 – Ti6Al4V. Jego niewielka grubość w kompozycie wynosząca 0,2 mm i już wcześniej wspomniana duża plastyczność miały za zadanie pełnić rolę pewnego rodzaju bufora i zmniejszyć kruchość strefy przejściowej, pomiędzy warstwą tytanu a warstwą aluminium.

5.4. MATERIAŁ WARSTWOWY AL – TI

Próbne płyty opracowanego materiału warstwowego AA2519-AA1050-Ti6Al4V wykonane zostały przez firmę Explomet. Zgodnie z opracowaną technologią, łączenie odbywało się poprzez równoległe platerowanie warstwy aluminium AA2519 i warstwy tytanu Ti6Al4V, przy czym stop lekki stanowił warstwę nakładaną. W wyniku tego tytan nie miał bezpośredniego kontaktu z eksplozją. Przed procesem łączenia na stop aluminium nawalcowano warstwę stopu AA1050 o grubości 0,2 mm. Proces zgrzewania przeprowadzono tak, aby prędkość rozchodzenia się czoła płomienia podczas detonacji, mieściła się w zakresie od 1850 m/s do 2000 m/s, przy kącie natarcia wynoszącym 15°.

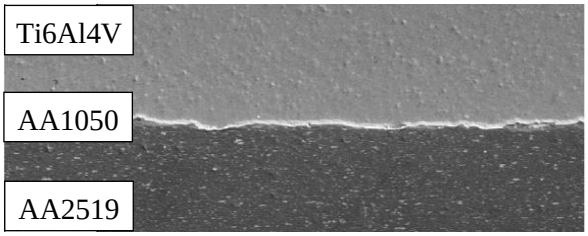
Efektem opisywanych zabiegów jest uzyskanie prędkości łączenia na poziomie 420 – 620 mm/s, oraz powstanie w warstwie łączącej geometrycznie skomplikowanej struktury, która została szczegółowo omówiona w pracy [16].

Arkusz opisywanej blachy już po zgrzewaniu wybuchowym zaprezentowano na rysunku 5.1.



Rys. 5.1. Fragment blachy Al – Ti po zgrzewaniu wybuchowym

Na zamieszczonej ilustracji można z powodzeniem wyróżnić oba materiały wchodzące w skład kompozytu. Materiały bazowe wraz z strefą przejściową tworzące materiał warstwowy Al – Ti zaprezentowano na rysunku 5.2.



Rys. 5.2. Materiał warstwowy AA2519 – AA1050 – Ti6Al4V, widok zorientowany poprzecznie do warstwy łączącej [16]

Dla poprawienia własności mechanicznych oraz usunięcia naprężeń powstałych w wyniku procesu zgrzewania, materiał poddawany jest obróbce cieplnej. Polega ona na wygrzewaniu materiału w temperaturze 530 – 550°C przez dwie godziny, a następnie na przyspieszonym starzeniu materiału przez 10 godzin w temperaturze 165°C. Opisywane zabiegi wpływają wyłącznie na aluminium, ponieważ temperatura procesu jest zbyt niska, aby spowodować jakiekolwiek zmiany w Ti6Al4V [86]. Warto zaznaczyć, że przed łączeniem, stop AA2519 był celowo osłabiony [102].

Tak jak wcześniej wspomniano, dedykowanymi obiektami z myślą o których projektowano ten materiał oraz technologię jego wykonywania, są zastosowania lotnicze i kosmiczne. Takie konstrukcje obarczone są dużym ryzykiem a kwestia bezpieczeństwa jest priorytetowa [98]. W efekcie, koniecznym okazuje się wykonanie badań polegających na pełnej identyfikacji opisywanego materiału.

Wyniki badań materiału warstwowego AA2519 – AA1050 – Ti6Al4V można odnaleźć w pracach [44, 103, 104, 140], w których określono podstawowe własności mechaniczne w tym także jego odporność balistyczną.

Ponadto w pracy [16] badaniom poddano wpływ przekładki AA1050 na wytrzymałość połączenia wyznaczaną w monotonicznej próbie rozciągania.

Badania przeprowadzono w temperaturze otoczenia na próbkach wiosełkowych, a odkształcenie mierzono przy zastosowaniu metod optycznych. Warto zaznaczyć, że próbki były wycinane z arkusza blachy w dwóch prostopadłych do siebie kierunkach. Badania potwierdziły skuteczność technologii łączenia, wykazując, że strefa połączenia nie była najsłabszym elementem materiału, a początkowe rozwarstwienie następowało w jednym z zastosowanych stopów aluminium.

Wyniki prób statycznych i niskocyklowych badań zmęczeniowych omawianego materiału warstwowego, zaprezentowano w pracy [147]. Podczas badań analizowano wpływ zastosowania obróbki cieplnej na opisywany materiał stwierdzając, że wpływa ona korzystnie na wytrzymałość zmęczeniową, a pękanie rozpoczyna się w głównej mierze od strefy przejściowej i propaguje w kierunku stopu tytanu.

Materiał warstwowy Al – Ti poddany był również innym badaniom zmęczeniowym, które zostały opisane w artykule [139]. Próbki wiosełkowe wycięte równolegle do kierunku łączenia obciążano cyklicznie, aż do zniszczenia. Przedstawione wyniki badań mają jednak charakter jakościowy. W badaniach wykazano, że połączenie wynikające ze zgrzewania wybuchowego jest na tyle wytrzymałe, że kompozyt można traktować jako materiał jednolity, ponieważ uszkodzeniu uległ słabszy z materiałów bazowych, a nie połączenie między nimi.

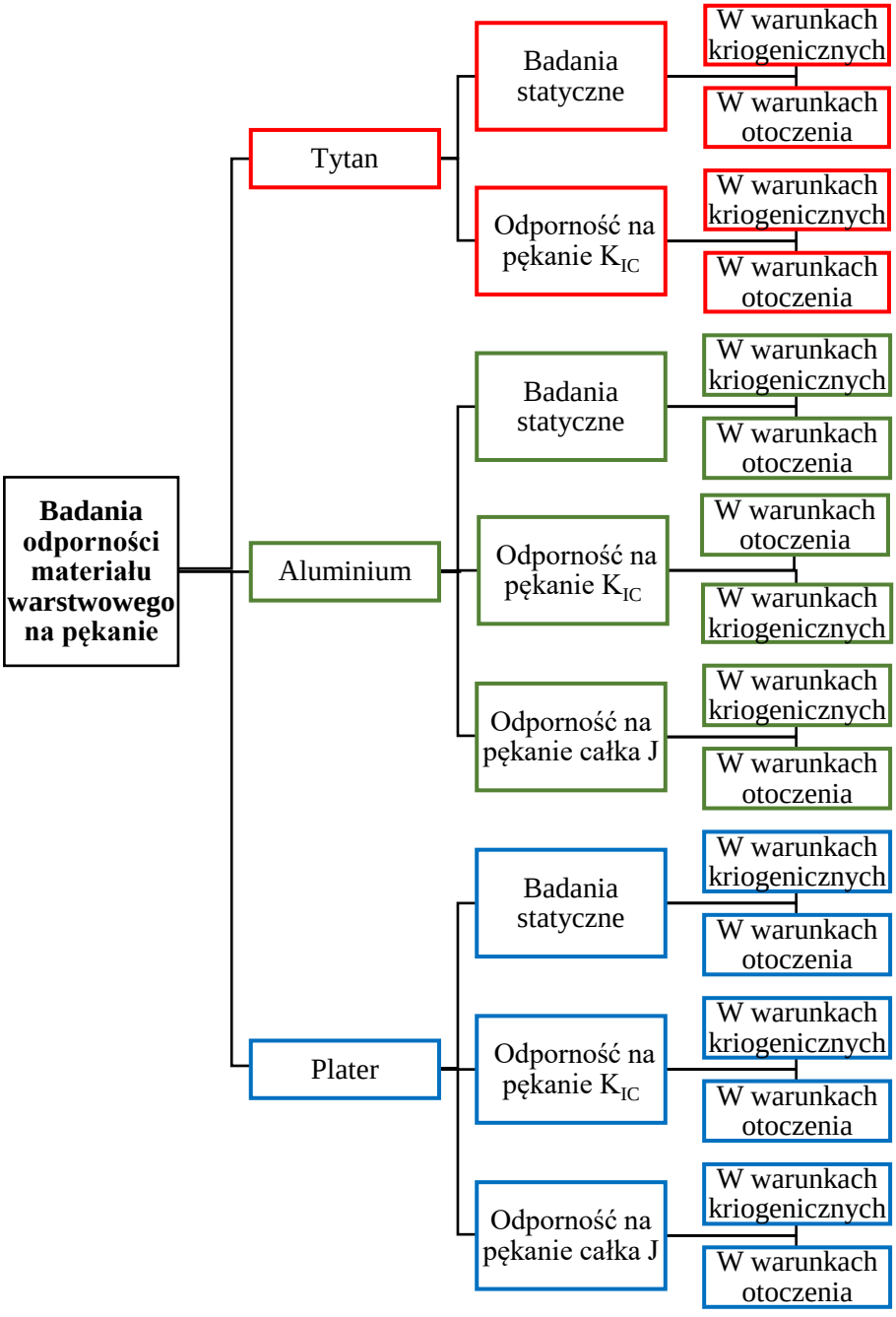
6. PROGRAM I METODYKA BADAŃ WŁASNYCH

6.1. PROGRAM BADAŃ WŁASNYCH

Program badań własnych prowadzonych w celu dokonania analizy odporności na pękanie materiału warstwowego Al – Ti został przedstawiony na rysunku 6.1. Początkowo dla materiałów bazowych oraz materiału warstwowego wyznaczono własności statyczne. Było to konieczne, ze względu na ich wykorzystanie w późniejszych badaniach. Wyznaczanie własności statycznych było szczególnie zasadne dla warunków kriogenicznych, bowiem ze względu na niewiele pozycji literaturowych traktujących o opisywanym zagadnieniu, niemożliwym okazało się jednoznaczne określenie tych własności w sposób inny niż eksperymentalnie.

Dla celów porównawczych, oprócz odporności na pękanie materiału warstwowego Al – Ti wyznaczono również odporność na pękanie dla materiałów bazowych. Oprócz samego porównania postanowiono podjąć próbę zamodelowania odporności na pękania materiału warstwowego, na podstawie własności wyznaczonych dla materiałów bazowych w obu warunkach temperaturowych. Należy zaznaczyć, że początkowo wyznaczono odporność na kruche pękanie metodą krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń. Krytyczna wartość całki J została wyznaczona jako druga.

Jak widać na rysunku 6.1, zrezygnowano z wyznaczania odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznym dla stopu tytanu. Decyzję tą podjęto na podstawie analizy wyników otrzymanych podczas wyznaczania K_{IC} przedstawionych w dalszej części pracy z których jednoznacznie wynikało, że pękanie w stopie tytanu Ti6Al4V ma charakter kruchy.

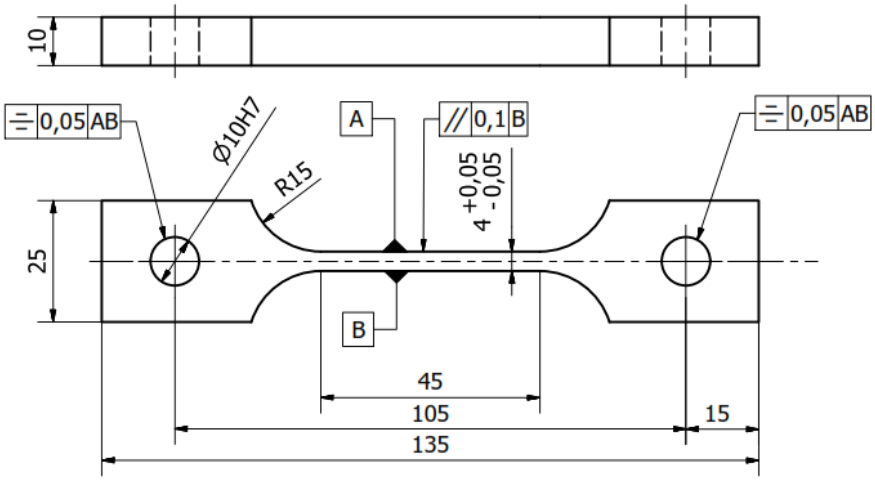


Rys. 6.1. Schematyczne przedstawienie programu badań własnych

6.2. PRÓBKI DO BADAŃ

6.2.1. Próbki do wyznaczania własności statycznych

Podczas wyznaczania własności statycznych w obu temperaturach wykorzystano próbki wiosełkowe 5 krotne o kształcie i wymiarach przedstawionych na rysunku 6.2. Cechą charakterystyczną dla nich, były otwory znajdujące się w częściach chwytowych. Rozwiązanie to było pomocne podczas badań w komorze środowiskowej. Zastosowane otwory powodowały, że siła rozciągająca była przenoszona przez sworznie i trzpienie w wyniku czego oddalono uchwyty mocujące maszyny wytrzymałościowej od próbki i ograniczono tym samym ilość dostarczanego ciepła do komory środowiskowej. Wszystkie te zabiegi prowadziły do zmniejszenia ilości ciekłego azotu, potrzebnego do wychłodzenia próbek oraz zmniejszenia zakłóceń w odczytach, spowodowanych niską temperaturą.



Rys. 6.2. Wymiary próbki z otworem w części chwytowej stosowanej do badań statycznych w temperaturze otoczenia i kriogenicznej

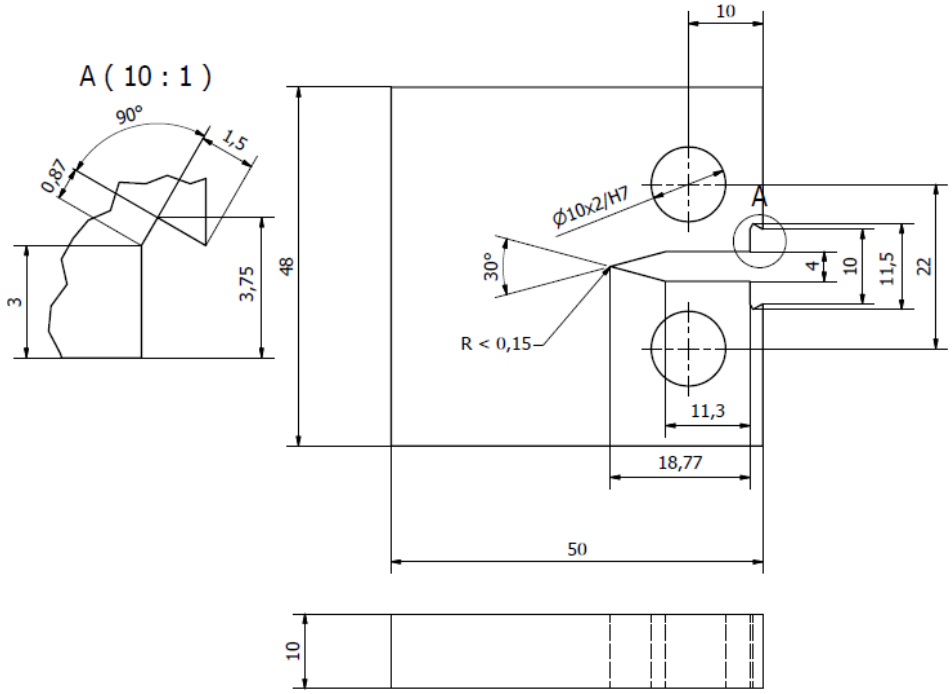
6.2.2. Próbki do wyznaczania odporności na pękanie

Do badań odporności na pękanie zarówno materiału warstwowego Al – Ti, jak również materiałów bazowych w obu temperaturach, wykorzystano próbki zwarte typu CT. Służyły one zarówno do wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń K_{IC} i krytycznej wartości całki J. Kształt i wymiary opisywanej próbki zostały przedstawione na rysunku 6.3.

Szczególnie istotnym z punktu widzenia badań związanych z mechaniką pękania, jest wykonanie karbu mechanicznego spiętrzającego naprężenia i gwarantującego prostopadłą do grzbietu próbki propagację szczeliny.

Celem uzyskania możliwie małego promienia dna karbu mechanicznego, element ten wykonano metodami elektroerozyjnymi (WEDM), a średnica drutu podczas drążenia wynosiła 0,25 mm.

Na frontowej części próbki wykonano nacięcia, tworzące zamek będący elementem umożliwiającym mocowanie czujnika rozwarcia próbki (ekstensometru COD).



Rys. 6.3. Wymiary próbki zwartej do badań odporności na pękanie

Ze względu na małą grubość materiału warstwowego konieczne było zastosowanie zwiększonego stosunku W/B, który w opisywanym przypadku wynosił 4. Rozwiązane to z pewnymi ograniczeniami dopuszczalne jest zarówno przez normę polską [120] i normy amerykańskie [10, 149]. Istnieje pewna różnica pomiędzy próbkami CT stosowanymi do wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń oraz krytycznej wartości całki J, jednak będzie ona omówiona w rozdziale dotyczącym metody badawczej.

6.3. STANOWISKO BADAWCZE

Zasadniczy element stanowiska badawczego, przy użyciu którego przeprowadzono zarówno badania z zakresu własności statycznych jak i odporności na pękanie, stanowiła hydrauliczna maszyna wytrzymałościowa Instron 8501 wraz z układem pozwalającym na rejestrację 3 kanałów

pomiarowych, tj. siły obciążającej próbkę, przemieszczenia tłoka maszyny wytrzymałościowej i odkształcenia mierzonego ekstensometrem. W zależności od charakteru badania, stosowano różne ekstensometry, jednak sposób rejestracji sygnału pozostał niezmienny. Sterownik maszyny za pomocą portu GPIB wysyła rejestrowane dane do komputera klasy PC, który komunikuje się ze sterownikiem maszyny. Po umieszczeniu próbki w uchwytach, należało określić sposób przykładania obciążenia. Można było to wykonać bezpośrednio na panelu maszyny lub za pośrednictwem oprogramowania i zewnętrznego komputera PC. Opisywana maszyna wytrzymałościowa została przedstawiona na rysunku 6.4.

Rys. 6.4. Hydrauliczna maszyna wytrzymałościowa Instron 8501 wykorzystana podczas badań

Jak już wcześniej zaznaczono, część z badań odbywała się w warunkach kriogenicznych rozumianych jako zanurzenie badanej próbki w kąpieli z ciekłego azotu. Aby przez cały czas trwania eksperymentu zapewnić jednakowe warunki temperaturowe, badaną próbkę umieszczano w komorze środowiskowej której dolny trzpień mocowano bezpośrednio w uchwycie maszyny wytrzymałościowej. Za wyjątkiem elementów termoizolacyjnych, komorę wykonano z inconelu, natomiast pokrywę celem uniknięcia przymarzania wykonano z teflonu. Opisywany element stanowiska przestawiono na ilustracji 6.5.

a) b)

Rys. 6.5. Komora środowiskowa wykorzystana podczas badań w temperaturze kriogenicznej, a) komora zamontowana w maszynie wytrzymałościowej, b) widok do wnętrza komory

Trudno jednoznacznie określić jaka ilość ciekłego azotu jest potrzebna do wykonania określonych badań. Naturalnym jest, że duża jego ilość była potrzebna do początkowego wychłodzenia komory. Na początku badań, miała ona bowiem temperaturę otoczenia. Po wychłodzeniu komory zużycie ciekłego azotu znacznie malało, jednak sama wymiana próbki powodowała wprowadzenie do wnętrza komory dużej ilości ciepła.

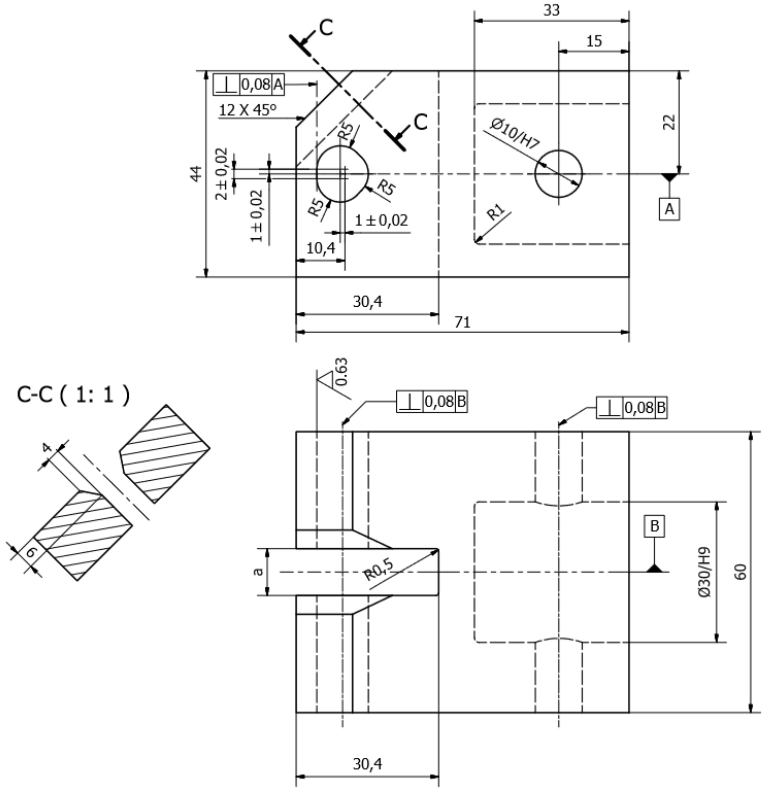
Przez wzgląd na opisywaną sytuacje koniecznym okazało się zgromadzenie ciekłego azotu w objętości kilkukrotnie przewyższającą objętość komory środowiskowej oraz zapewnienie możliwości jego ciągłego uzupełniania. Do przechowywania ciekłego azotu wykorzystano specjalne pojemniki z płaszczem próżniowym (dewary). Jeden ze zbiorników wyposażono także w dedykowaną głowicę, pozwalającą na utrzymanie wewnątrz pojemnika nadciśnienia, powodującego wydłużenie czasu przechowywania ciekłego azotu, oraz możliwość jego przelewania za pomocą przewodu elastycznego. Pojemnik z płaszczem próżniowym z zamontowaną na nim głowicą, został przedstawiony na rysunku 6.6.

Rys. 6.6. Pojemnik z płaszczem próżniowym wraz z zamontowaną na nim głowicą ciśnieniową

Celem ciągłego dostarczania ciekłego azotu do badań, jednym z elementów stanowiska był generator Elan 2 office. Opisywane urządzenie pozyskiwało azot bezpośrednio z powietrza i następnie doprowadzało do jego skroplenia.

W przypadku badań statycznych, próbkę z centralnym otworem w części chwytowej można zamocować w maszynie wytrzymałościowej przy użyciu symetrycznego uchwytu widlastego z otworem zorientowanym poprzecznie do osi działania siły.

Eksperymentalne wyznaczanie odporności na pękanie, podobnie jak w przypadku badań próbek wiosełkowych, odbywało się przy udziale układu trzpieniowo – sworzniowego. Jednak ze względu na inny sposób mocowania ekstensometru oraz konieczność uniknięcia powstania momentu tarcia pomiędzy sworzniem a uchwytem, nieodzownym okazało się zaprojektowanie i wykonanie dedykowanych uchwytów widlastych. Stanowiły one zmodyfikowaną wersję tych, prezentowanych w normie. Wykluczenie wskazanego powyżej zakłócenia uzyskano poprzez zastosowanie bieżni, pozwalającej na obtaczanie się sworznia w zakresie 1 mm. Warto zaznaczyć, że uchwyt widlasty był stosowany zarówno przy generowaniu szczeliny zmęczeniowej, jak również podczas monotonicznego rozciągania. Opisywane narzędzie przedstawiono na rysunku 6.7.



Rys. 6.7. Uchwyt stosowany podczas badań odporności materiału na pękanie

Podczas badań wykorzystywano również stanowisko do analiz przemieszczeń i odkształceń, metodą cyfrowej korelacji obrazów z zastosowaniem kamer cyfrowych. Konfiguracja układu pomiarowego została omówiona w rozdziale 6.4.5.

6.4. METODY BADAŃ

6.4.1. Metoda badań własności statycznych w warunkach otoczenia i kriogenicznych

Badania własności statycznych materiału warstwowego i materiałów bazowych przeprowadzono przy wykorzystaniu maszyny wytrzymałościowej opisanej w poprzednim rozdziale i w oparciu o normę [121]. Do pomiaru odkształceń w próbkach stosowano ekstensometr o bazie pomiarowej 40 mm. Zarówno w warunkach otoczenia, jak i w warunkach kriogenicznych stosowano próbki z centralnym otworem w części chwytowej, co umożliwiło bezpośrednie porównanie wyników badań.

Próbki obciążano monotonicznie zmienną siłą osiową sterując kanałem przemieszczenia tak, aby prędkość przesuwu tłoka wynosiła 0,02 mm/s. Podczas próby równolegle rejestrowano sygnały siły i odkształcenia. Eksperyment trwał aż do zniszczenia badanego elementu.

Próbkę zamocowaną w uchwytach maszyny wraz z założonym ekstensometrem zaprezentowano na rysunku 6.8.

Rys. 6.8. Stanowisko badawcze do wyznaczania własności statycznych w warunkach otoczenia

Badania własności statycznych opisywanych materiałów w warunkach kriogenicznych, odbywały się przy wykorzystaniu tej samej maszyny wytrzymałościowej, tych samych próbkach oraz przy tych samych prędkościach rozciągania jak w przypadku badań w temperaturze otoczenia. Jedyną różnicą stanowiło umieszczenie próbki w omawianej wcześniej komorze środowiskowej.

Próbkę zamocowaną w opisywanym zbiorniku tuż przed zalaniem jej ciekłym azotem zaprezentowano na rysunku 6.9.

Rys. 6.9. Próbka wiosełkowa zamontowana w komorze środowiskowej

Tuż przed rozpoczęciem badań komorę, napełniano ciekłym azotem. Proces ten był długotrwały i wieloetapowy, ze względu na wrzenie ciekłego azotu i jego gwałtowne odparowywanie w początkowej fazie procesu. Znaczny spadek szybkości odparowywania ciekłego azotu był równoznaczny z ustabilizowaniem się temperatury wewnątrz komory na poziomie -197°C. Należy zaznaczyć, że szybkość odparowywania skroplonego gazu miała charakter zmienny. Wraz z oddalaniem się powierzchni cieczy od górnej pokrywy zbiornika, szybkość odparowywania ciekłego azotu malała.

6.4.2. Metoda badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym

Odporność materiału na kruche pękanie wyznaczano w oparciu o normę amerykańską ASTM E 399 – 09e2. Zaprezentowane w niej procedury postępowania, zależności matematyczne oraz sposoby generowania i obserwacji pęknięcia, stanowiły punkt wyjścia do przeprowadzanych badań.

Podobnie jak w przypadku wyznaczania własności statycznych, badania odporności na kruche pękanie przeprowadzono w dwóch warunkach temperaturowych, tj. w temperaturze otoczenia i kriogenicznej. Temperaturę – 197°C uzyskiwano poprzez zanurzenie badanej próbki wraz z mechanicznymi elementami stanowiska pomiarowego w komorze wypełnianej ciekłym azotem w taki sposób, aby była ona zanurzona przez cały czas prowadzonych badań.

Opisywane prace badawcze przeprowadzone były przy wykorzystaniu tego samego urządzenia i oprzyrządowania jak w przypadku badań statycznych. Wyjątek stanowiły jedynie uchwyty mocujące próbkę.

Na maszynie wytrzymałościowej za pomocą trzpieni i cięgien mocowano próbkę zwartą z wcześniej wygenerowaną szczeliną zmęczeniową o długości

mieszczącej się w zakresie określanym normatywnie, tj. od 0.45 do 0.55 W. W zamku próbki umieszczano ekstensometr służący do pomiaru rozwarcia. Tak zamocowaną próbkę poddawano próbie monotonicznego rozciągania aż do zniszczenia lub utworzenia się zawiasu plastycznego. Podczas badań rejestrowano trzy sygnały pomiarowe, tj. przemieszczenie tłoka, siłę i rozwarcie próbki COD.

Badania w temperaturze kriogenicznej były przeprowadzane w identyczny sposób jak te w temperaturze otoczenia z tą różnicą, że próbkę umieszczano w komorze. Po zamocowaniu w zamku próbki ekstensometru, całą komorę zalewano ciekłym azotem. Po wyrównaniu temperatury wewnątrz komory. przeprowadzano monotoniczną próbę rozciągania próbki CT, sterując przemieszczeniem tłoka maszyny wytrzymałościowej, poruszającego się z prędkością 0,02 mm/s identycznie jak w przypadku badań w warunkach otoczenia.

6.4.3. Metoda badań odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznym

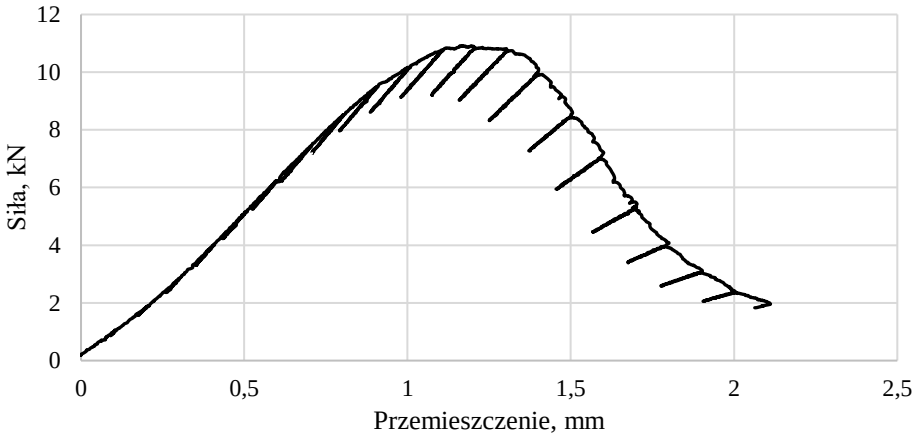
Badanie odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznym również odbywało się dwuetapowo i przy wykorzystaniu tych samych narzędzi, jak w przypadku K_{IC}, jednak sam algorytm postępowania był różny od tego, stosowanego przy badaniu odporności na kruche pękanie. Długość pęknięcia zmęczeniowego w przypadku wyznaczania całki J zgodnie z normą mieściła się w przedziale od 18 mm do 21 mm.

Podobnie jak w przypadku krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń, zasadniczy etap wyznaczania krytycznej wartości całki J, odbywał się już po wygenerowaniu szczeliny zmęczeniowej. Po zamontowaniu próbki z pęknięciem zmęczeniowym na maszynie, przystępowano do cyklicznego obciążania i odciążania próbki. Wspomniana maszyna wytrzymałościowa omówiona w rozdziale 6.4, przy wykorzystaniu oprogramowania realizowała ten proces automatycznie.

Głównym sygnałem sterującym maszyny było przemieszczenie jej tłoka, przy czym po uzyskaniu zakładanej wartości przemieszczenia, próbkę odciążano do 85% wartości siły w momencie odciążenia. Przyjęty w badaniach krok przemieszczenia wynosił od 0,05 mm do 0,1 mm.

Eksperyment trwał aż do wyraźnego spadku wartości siły obciążającej próbkę przy stale zwiększającej się przemieszczeniu tłoka maszyny wytrzymałościowej.

Przykładowy przebieg obciążenia w funkcji przemieszczenia tłoka podczas wyznaczania odporności materiału na pękanie metodą całki J przedstawiono na rysunku 6.10.



Rys. 6.10. Przykładowy przebieg obciążania i odciążania próbki zarejestrowany podczas wyznaczania odporności na pękanie metodą krytycznej wartości całki J

6.4.4. Numeryczna analiza wyznaczania pól mechanicznych wokół wierzchołka pęknięcia

Celem dokonania analizy numerycznej pól mechanicznych wokół wierzchołka pęknięcia wykorzystano program komputerowy Abaqus w wersji 6.13.

W obliczeniach zastosowano sprężysto – plastyczne modele materiałowe z umocnieniem izotropowym, opracowane na podstawie wykresów naprężeń rzeczywistych, wyznaczonych na bazie eksperymentalnych wykresów rozciągania, omówionych w rozdziale 7.1. Wspomniane wykresy analizie numerycznej przedstawiono w rozdziale 8.6.

W analizie stosowano kryterium plastyczności Hubera – Misesa – Hencky'ego (HMH).

Do analiz opracowano dwa modele próbek. Pierwszy wykonano dla materiałów bazowych, drugi zaś dla materiału warstwowego Al – Ti. Różnica pomiędzy nimi polegała na tym, że model próbki dla materiału warstwowego był podzielony na dwie partycje.

Model 3D próbki podzielono na elementy skończone o kształcie elementu typu HEX. Siatkę podziału w otoczeniu modelu karbu mechanicznego założono zgodnie z techniką structuret. Różna natomiast była technika nakładania siatki w oddaleniu od opisywanego elementu. Do tego celu zastosowano technikę sweep, przy algorytmie advencing front. Ostatecznym typem elementu był jaki zastosowano w modelu był C3D8R. Jest to ośmiowęzłowa kostka. Należy zaznaczyć, że podczas wykonywania obliczeń kontrolowano niepożądane odkształcenia próbek (hourglass control). Ostatecznie w modelu próbki można było wyróżnić 3 wielkości siatki podziału, które zlokalizowano w trzech strefach. W pierwszej z nich, zorientowanej najbliżej zamodelowanego wierzchołka

pęknięcia o długości 1,5 mm w linii poziomej, występowało 20 elementów. W kolejnej strefie mieszczącej się w zakresie od 1,5 mm do 4 mm w linii poziomej również występowało 20 elementów. W pozostałej części siatki podziału elementy były rozmieszczane co 0,5 mm. Ostatecznie w modelu było 258930 elementów skończonych pomiędzy którymi występowało 561410 węzłów.

Aby możliwie dokładnie odwzorować sposób obciążania próbki, sworznie w programie zamodelowano jako nieodkształcające się elementy mające kontakt z próbką. W osi otworów utworzono punkty referencyjne, które powiązano kinematycznym wiązaniem typu coupling. W ten sposób uzyskano efekt polegający na tym, że odległość między punktem referencyjnym a powierzchnią otworu nie ulegała zmianie w trakcie analizy. Dolny otwór zamodelowanej próbki związano w taki sposób, że punktowi referencyjnemu odebrano wszystkie stopnie swobody, oprócz możliwości obrotu wokół osi sworznia.

Górny otwór zamodelowanej próbki związano w taki sposób, aby punktowi referencyjnemu odebrać wszystkie stopnie swobody oprócz możliwości obrotu wokół osi sworznia i przemieszczenia się w osi pionowej (w opisywanym przypadku oś Y).

Siłę obciążającą przykładano do głównego punktu referencyjnego wzdłuż osi Y. Pęknięcie zmęczeniowe zamodelowano jako pęknięcie typu XFEM. Wskazano je jako płaszczyznę zorientowaną równolegle do osi symetrii próbki wzdłuż karbu mechanicznego.

6.4.5. Doświadczalna metoda analizy przemieszczeń wokół wierzchołka pęknięcia

Analizę pól przemieszczeń w otoczeniu wierzchołka pęknięcia realizowano z zastosowaniem metody cyfrowej korelacji obrazu. Polega ona na analizie dwóch obrazów obiektu zarejestrowanych przed i po jego obciążeniu. Jest to możliwe, poprzez wyznaczenie różnic w postaci przemieszczenia punktów charakterystycznych, zlokalizowanych w rejestrowanym obszarze referencyjnym. Określanie rozkładu opisywanych przemieszczeń wyznaczany jest poprzez analizę sumy kwadratów różnic intensywności obrazów zarejestrowanych w dwóch różnych fazach obciążenia.

Fragment analizowanego obrazu, będącego otoczeniem wybranego punktu powierzchni *P(x, y)*, którego rozmiar opisywany jest w pikselach o rozmiarze *x* oraz *y*, obliczana jest suma *S*, którą można opisać w postaci:

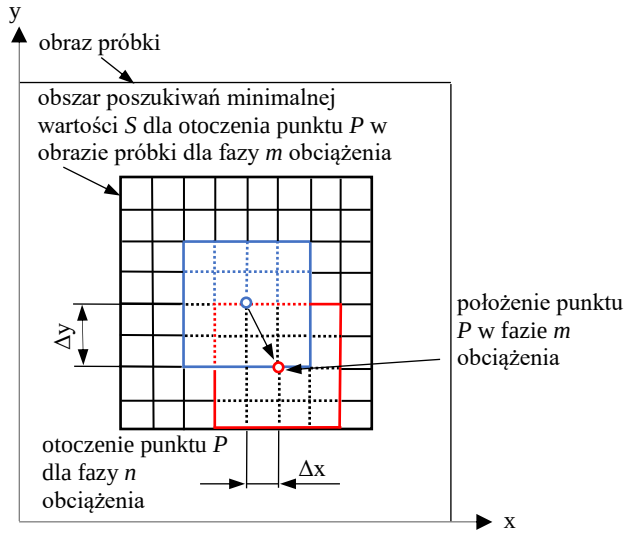
$$S = \sum_{i=a}^{b} \sum_{j=c}^{d} \left[I_n(x_i, y_j) - I_m(x_i, y_j) \right]^2 \tag{6.1}$$

gdzie:

a, *b* – początkowa i końcowa wartość indeksu współrzędnej *x* korelowanych obrazów (*b*-*a*=*w*),

c, d – początkowa i końcowa wartość indeksu współrzędnej y korelowanych obrazów (d-c=h),
$I_n(x_i,y_j)$ – intensywność obrazu w punkcie obrazu o współrzędnych x_i, y_j, zarejestrowanego w fazie n obciążenia,
$I_m(x_i,y_j)$ – intensywność obrazu w punkcie obrazu o współrzędnych x_i, y_j, zarejestrowanego w fazie m obciążenia.

Później metodami iteracyjnymi poszukuje się najmniejszej wartości sumy S. Realizowane jest to poprzez przemieszczanie wybranego obszaru obrazu, zarejestrowanego w fazie n obciążenia tak, aby odnaleźć go na obrazie w m *-tej* fazie obciążenia. Ostatecznie, uzyskuje się obraz w postaci przemieszczeń względnych, dla poszczególnych obszarów zarejestrowanego obrazu. Schemat działania opisywanej metody zaprezentowano na ilustracji 6.11.



Rys. 6.11. Schematyczne przedstawienie metody cyfrowej korelacji obrazu

Istnieje również inny sposób na analizę przemieszczeń na powierzchni próbki tj. z wykorzystaniem współczynnika korelacji krzyżowej C. W takim przypadku metoda cyfrowej korelacji obrazu oparta jest właśnie na ocenie wspomnianego wcześniej współczynnika. Jego wartość obliczana jest dla obszaru wokół punktu $P(x, y)$ zgodnie z zależnością:

$$C(u,v) = \frac{\sum_{i=a}^{b}\sum_{i=a}^{d} I_n(x_i,y_i) - I_m(x_i,y_i)}{\left[\sum_{i=a}^{b}\sum_{j=c}^{d}\left(I_n(X_i,y_j)\right)^2 \sum_{i=a}^{b}\sum_{j=c}^{d}\left(I_m(X_i,y_j)\right)^2\right]^{0,5}} \qquad (6.2)$$

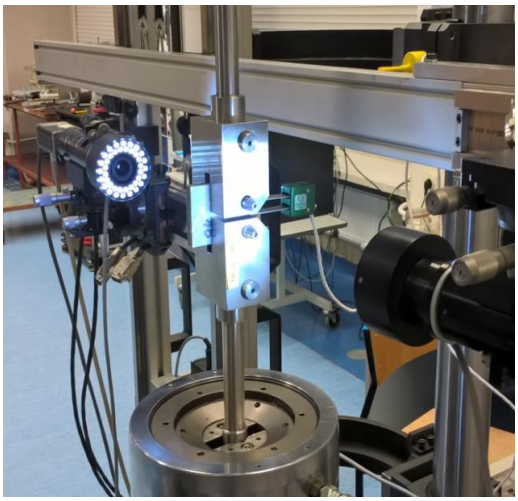
gdzie:
a, b – początkowa i końcowa wartość indeksu współrzędnej x korelowanych obrazów,

c, d – początkowa i końcowa wartość indeksu współrzędnej y korelowanych obrazów,
$I_n(x_i,y_j)$ – intensywność obrazu w punkcie obrazu o współrzędnych x_i, y_j, zarejestrowanego w fazie n obciążenia,
$I_m(x_i,y_j)$ – intensywność obrazu w punkcie obrazu o współrzędnych x_i, y_j, zarejestrowanego w fazie m obciążenia.

Wartości współczynnika korelacji krzyżowej przyjmuje wartości od 1 w przypadku, gdy obrazy zarejestrowane w otoczeniu punktu P w fazach n i m są całkowicie zgodne, do 0 w przypadku braku zbieżności obrazów. Do określenia przemieszczenia punktu P pomiędzy fazami obciążenia w podczas fazy n wydzielany jest podobszar referencyjny O_n obejmujący opisywany punkt P. Metodami iteracyjnymi określa się jego przemieszczenie względem takiego samego obszaru, ale zlokalizowanego na obrazie zarejestrowanym podczas fazy m. Dla każdego położenia podobszaru O_n obliczana jest wartość współczynnika korelacji krzyżowej C.

6.4.6. Metoda generowania pęknięć zmęczeniowych

Zarówno podczas badań monotonicznej próby rozciągaia, jak również przy generowaniu pęknięcia zmęczeniowego w próbkach CT, do obserwowania zjawisk, jakie zachodziły na powierzchni badanego materiału, stsowano cyfrowe kamery umieszczone po obu stronach próbki. Zasadniczym ich zadaniem było umożliwienie automatyzacji procesu generowania pęknięcia zmęczeniowego. Kamery były umieszczone tak, aby w początkowej fazie na rejestrowanym przez nie obrazie widoczny był karb technologiczny, wraz z obszarem w którym to później doprowadzano do powstania pęknięcia zmęczeniowego. Układ kamer do obserwowania pęknięcia w próbce przedstawiono na rysunku 6.12.

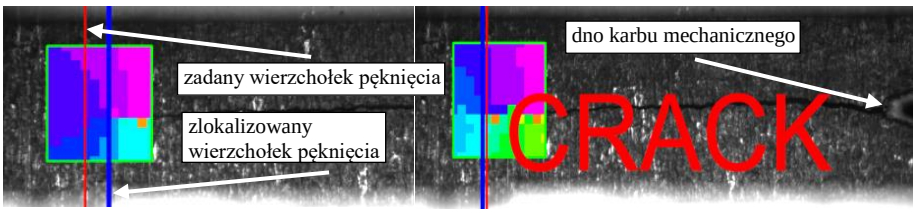


Rys. 6.12. Układ kamer pozwalający na obserwację i późniejszą analizę przyrostu pęknięcia w próbkach CT podczas wyznaczania odporności materiału na pękanie

Celem obserwacji, analizy i kontroli przyrostu pęknięcia w próbce zwartej, a także sterowania maszyną, wykorzystano program komputerowy [23]. Zasadniczym zadaniem oprogramowania było zatrzymanie generowania szczeliny zmęczeniowej w momencie, gdy długość pęknięcia zmęczeniowego osiągnie zadaną długość.

Pomiar długości opisywanego pęknięcia realizowano poprzez automatyczną analizę map przemieszczeń wyznaczanych metodą cyfrowej korelacji obrazu (DIC). Do analizy bieżącego położenia wierzchołka pęknięcia zastosowano analizę gradientów przemieszczenia wzdłuż kierunku działania siły obciążającej próbkę CT. W przypadku, gdy nanoszona przez program linia aktualnego położenia wierzchołka pęknięcia pokryła się lub przekroczyła tą, nanoszoną przez użytkownika linie graniczną, wówczas następowało zatrzymanie pracy maszyny. Opisywany proces w formie graficznej zaprezentowano na rysunku 6.13.

a) b)



Rys. 6.13. Schematyczne przedstawienie wykrywania wierzchołka pęknięcia, a) wierzchołek pęknięcia przed linią graniczną, b) wierzchołek pęknięcia za linią graniczną

Prezentowane rozwiązanie z punktu widzenia planu badań okazało się korzystne. Umożliwiało ono ustawienie dowolnej w pewnym zakresie długości oczekiwanej pęknięcia zmęczeniowego. Własność ta okazała się kluczowa, bowiem zakładana długość pęknięcia zmęczeniowego podczas wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń wynosiła 20 mm natomiast w przypadku wyznaczania krytycznej wartości całki J opisywana długość wynosiła 18 mm.

Pękniecie zmęczeniowe w próbkach CT generowano poprzez cykliczne, odzerowo tętniące obciążanie próbek zamocowanych w maszynie. Informacje dotyczące sposobu obciążania poszczególnych materiałów podczas generowania pęknięcia, zostały zestawione w tabeli 6.1.

Tab. 6.1. Zestawienie parametrów nastawczych podczas generowania pęknięcia zmęczeniowego

Lp.	materiał	częstotliwość Hz	obciążenie kN
1	AA2519	5	4,7
2	Ti6Al4V	5	5,8
3	Al – Ti	5	6,8

Należy zaznaczyć, że wszystkie początkowe szczeliny zmęczeniowe były generowane w warunkach otoczenia, ze względu na brak możliwości optycznego pomiaru przyrostu długości pęknięcia w ciekłym azocie.

Ze względu na to, że na bokach próbki dominuje płaski stan naprężenia, natomiast w jej środku płaski stan odkształcenia, to pęknięcie nigdy nie będzie równej długości w całym przekroju próbki. W wyniku tego długość pęknięcia zmęczeniowego, jakie przyjmuje się do obliczeń, stanowi pewną uśrednioną wartość [24]. Każda z próbek po wykonaniu badania, poddana była pomiarowi długości wstępnego pęknięcia zmęczeniowego. Zalecenia w normie polskiej i amerykańskiej sugerują punktowy, wielokrotny pomiar długości pęknięcia, a do obliczeń przyjąć uśrednioną wartość wyciągniętą z przeprowadzonych pomiarów.

W przeprowadzanych badaniach, długość szczeliny zmęczeniowej wyznaczono nieco inaczej. Przełamanej próbce robiono zdjęcie na mikroskopie wyposażonym w cyfrową kamerę. Oprogramowanie wspomnianej kamery pozwalało na pomiar podstawowych wielkości planimetrycznych. W sposób cyfrowy mierzono pole powierzchni i dzielono je, przez wcześniej zmierzoną szerokość próbki zgodnie z zależnością:

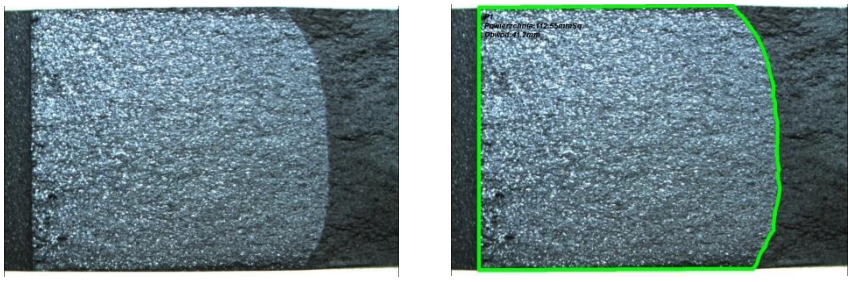
$$a = \frac{S_e}{B_e} \tag{6.3}$$

gdzie:

S_e – zmierzone za pomocą dedykowanego oprogramowania pole powierzchni próbki,

B_e – zmierzona empirycznie szerokość próbki.

Na rysunku 6.14. przedstawiono sposób pomiaru pola powierzchni przełomu zmęczeniowego wybranej próbki. Zielona linia wskazana przez użytkownika stanowi wspomniany wcześniej obszar S_e. Naturalnie, pomiar jest prawidłowy, dopiero po odpowiednim skalibrowaniu układu pomiarowego.



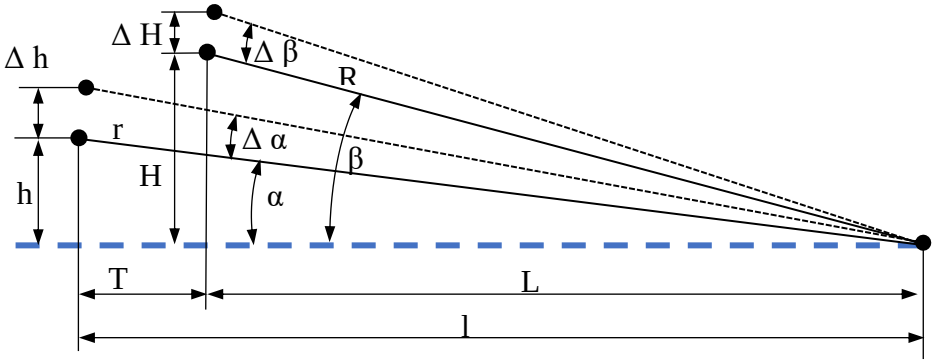
Rys. 6.14. Pomiar pola powierzchni przełomu zmęczeniowego próbki CT

6.4.7. Wyznaczanie długości pęknięcia w próbkach zwartych typu CT metodą zmiany podatności

Analiza długości pęknięcia próbki CT metodą zmiany podatności bazuje na założeniu, że wraz ze wzrostem długości pęknięcia zmienia się rozwarcie próbki, mierzone w jej określonych punktach [142]. W tym celu zostały opracowane zależności geometryczne, które w powiązaniu z podstawowymi własnościami materiału w zakresie liniowo-spężystym, pozwalają na obliczenie długości pęknięcia na podstawie pomiaru rozwarcia opisywanego jako COD (crack opening displacement).

W badaniach stosowane są ekstensometry COD, które w zależności od typu próbki mocowane są w różny sposób. W badaniach zastosowano mocowanie ekstensometru poza linią obciążenia określane mianem integralnego. Nie zdecydowano się na typ nakładkowy, ze względu na trudność wywiercenia i nagwintowania otworów mocujących ostrza zamka. Przebieg wyznaczania rozwarcia realizowany jest zgodnie z podanymi poniżej zaleceniami.

Zgodnie z normą ASTM do obliczeń należy przyjąć skorygowaną wartość rozwarcia, określającą przemieszczenie w linii działania siły, a nie rozwarcie próbki mierzone w jej zamku. Do tego celu w oparciu o przyjęte nominalne wymiary próbki sporządzono model geometryczny, dzięki któremu określono zależność matematyczną korygującą rozwarcie próbki do przemieszczenia w linii przyłożenia siły. Na ilustracji 6.15 przedstawiono schemat, którym posłużono się, przy opracowywaniu modelu korekcji rozwarcia wierzchołków próbki do przemieszczenia linii działania siły.



Rys. 6.15. Graficzne przedstawienie zależności geometrycznych jakie przyjęto podczas wyznaczania korekcji rozwarcia do opisu przemieszczenia linii działania siły

Z przedstawionej ilustracji wynika, że aby przeliczyć rozwarcie próbki mierzone na jej brzegu, na punkt przemieszczenia linii siły, to należy posłużyć się zależnościami:

$$\frac{H+\Delta H}{R} = \sin(\beta + \Delta\alpha) \tag{6.4}$$

$$\frac{h+\Delta h}{r} = sin(\alpha + \Delta\alpha) \tag{6.5}$$

$$\alpha + \Delta\alpha = arcsin\left(\frac{h+\Delta h}{r}\right) \tag{6.6}$$

$$\Delta\alpha = arcsin\left(\frac{h+\Delta h}{r}\right) - \alpha \tag{6.7}$$

i ostatecznie:

$$\Delta H = R \cdot sin\left(\beta + arcsin\left(\frac{h+\Delta h}{r}\right) - \alpha\right) - H \tag{6.8}$$

gdzie:

l = 35,25 mm
H = 11 mm
B = 10 mm
L = 25,25 mm

oraz:

$$L = (\frac{a+W}{2}) \tag{6.9}$$

$$r = \sqrt{h^2 + (T+L)^2} \tag{6.10}$$

$$R = \sqrt{H^2 + (L)^2} \tag{6.11}$$

$$\frac{h}{T+L} = tg(\alpha) \rightarrow \alpha \tag{6.12}$$

$$\frac{H}{L} = tg(\beta) \rightarrow \beta \tag{6.13}$$

Podane powyżej zależności są prawdziwe wówczas, gdy:

$$\Delta\alpha = \Delta\beta \tag{6.14}$$

Tak skorygowaną wartość należy rozumieć jako przemieszczenie w linii siły. Po obliczeniu poszczególnych przyrostów przemieszczenia, wartości te należy wstawić do zależności 3.5 i celem wyznaczenia krytycznej wartości całki J postępować zgodnie z zaleceniami normy, które w wybranej części zostały opisane w rozdziale 3 niniejszej pracy.

7. WYNIKI BADAŃ

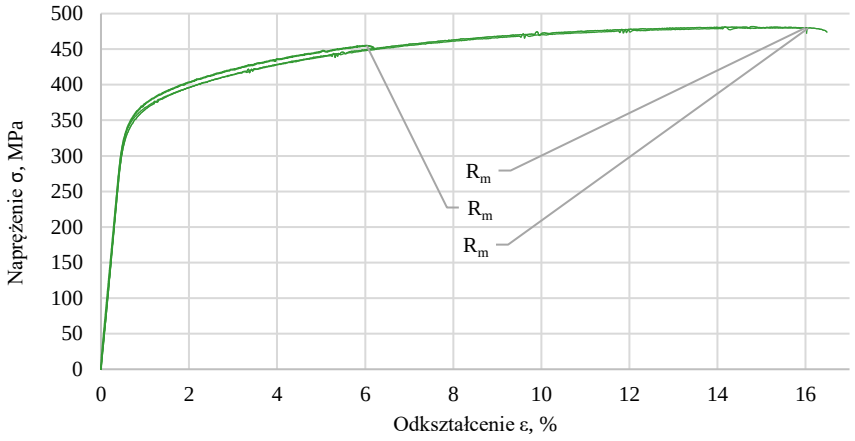
7.1. WŁASNOŚCI STATYCZNE

7.1.1. Stop AA2519

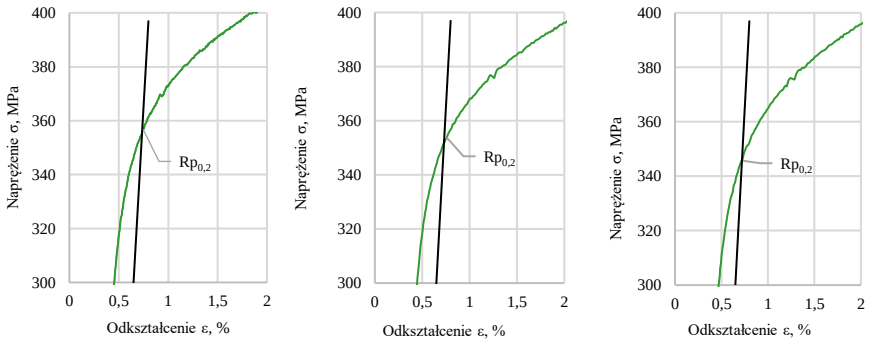
Własności statyczne stopu aluminium AA2519 wyznaczono zgodnie z procedurą opisaną w rozdziale 6.5 z zastosowaniem próbek wiosełkowych WK. Założono, że wyniki prób podczas których pęknięcie nie wystąpi pomiędzy nóżkami zostaną odrzucone.

Zgodnie z programem badań, próby monotonicznego rozciągania przeprowadzono w temperaturze otoczenia oraz w temperaturze 77 K.

Przebiegi naprężenie – odkształcenie wyznaczone dla warunków otoczenia przedstawiono na rysunku 7.1, a opracowane na ich podstawie własności mechaniczne zamieszczono w tabeli 7.1. Powiększone fragmenty przebiegów w okolicy granicy plastyczności dla każdej z prób przedstawiono na rysunku 7.2.



Rys. 7.1. Przebiegi naprężenie – odkształcenie opracowane dla prób monotonicznego rozciągania aluminium AA 2519 w warunkach otoczenia

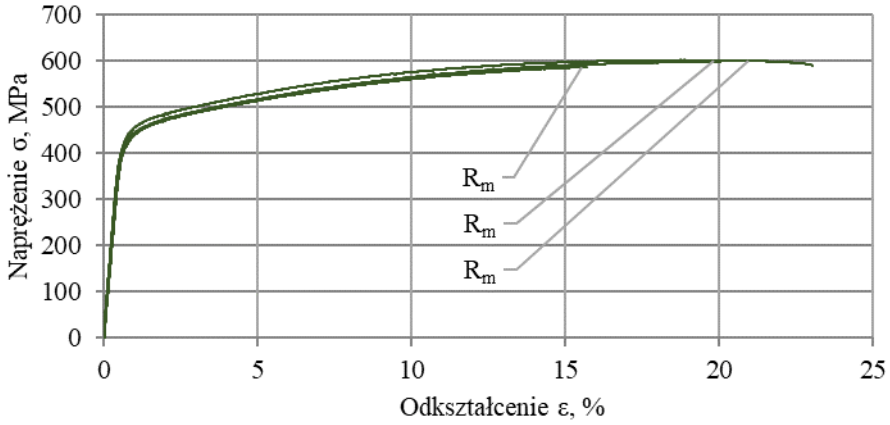


Rys. 7.2. Wybrane fragmenty przebiegów naprężenie – odkształcenie opracowane dla każdej z prób monotonicznego rozciągania aluminium AA 2519 w warunkach otoczenia

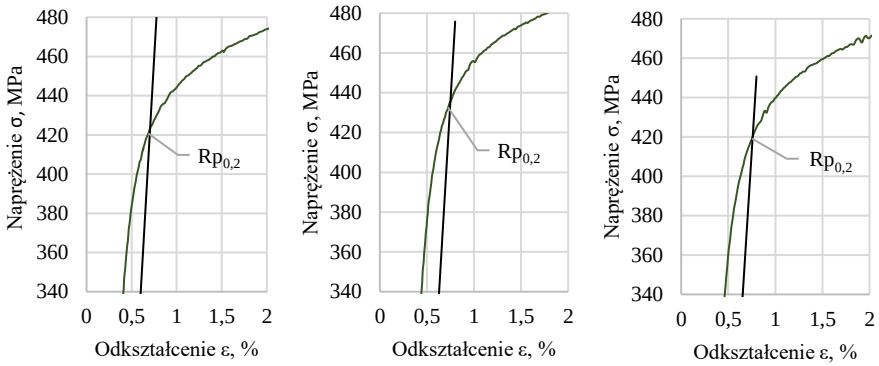
Tabela 7.1. Własności statyczne stopu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia

oznaczenie	$R_{p0,2}$	R_m	E	A_5	S_{WK}
	MPa	MPa	GPa	%	mm^2
2_WK_AL10_01_OC	359,9	460,8	67,58	6,21	39,48
2_WK_AL10_02_OC	350,9	482,5	68,84	16,03	39,89
2_WK_AL10_03_OC	346,8	482,4	66,07	16,49	39,94
wartość średnia	352,5	475,3	67,50	12,91	39,77
odchylenie standardowe	6,7	12,5	1,39	5,80	0,26

Opracowane wyniki badań monotonicznej próby rozciągania stopu AA2519 przeprowadzonych w warunkach kriogenicznych w formie zbiorczej przedstawiono na rysunku 7.3. Fragmenty przebiegów naprężenie – odkształcenie z oznaczoną umowną granicą plastyczności, opracowane dla każdej z prób zestawiono na ilustracji 7.4. Wybrane własności statyczne otrzymane po opracowaniu wyników badań zestawiono w tabeli 7.2.



Rys. 7.3. Przebiegi naprężenie – odkształcenie opracowane dla prób monotonicznego rozciągania aluminium AA 2519 w warunkach kriogenicznych



Rys. 7.4. Fragmenty przebiegów naprężenie – odkształcenie opracowane dla każdej z prób monotonicznego rozciągania aluminium AA 2519 w warunkach kriogenicznych

Tabela 7.2. Własności statyczne stopu aluminium AA2519 w warunkach kriogenicznych

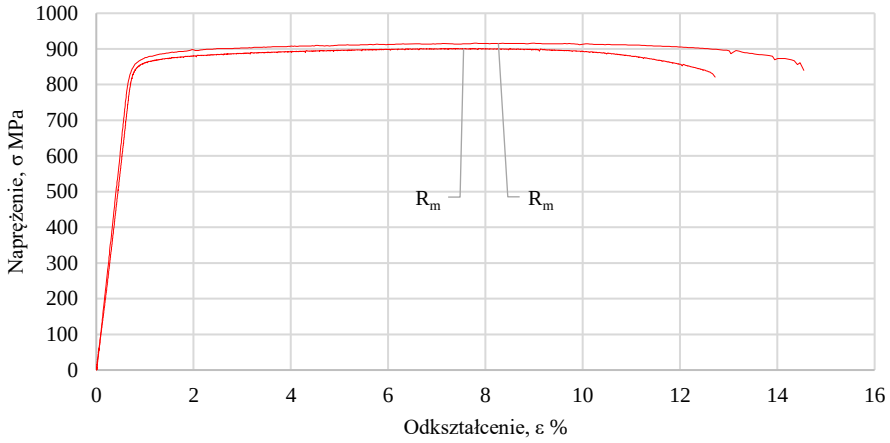
oznaczenie	$Rp_{0,2}$	R_m	E	A_5	S_{WK}
	MPa	MPa	GPa	%	mm^2
2_WK_AL10_06_OC_K	426,2	597,0	82,45	18,58	39,98
2_WK_AL10_07_OC_K	432,6	601,5	82,99	23,04	40,73
2_WK_AL10_08_OC_K	419,1	586,5	75,55	15,69	40,20
wartość średnia	426,0	595,0	80,33	19,10	40,31
odchylenie standardowe	6,7	7,7	4,15	3,70	0,38

7.1.2. Stop Ti6Al4V

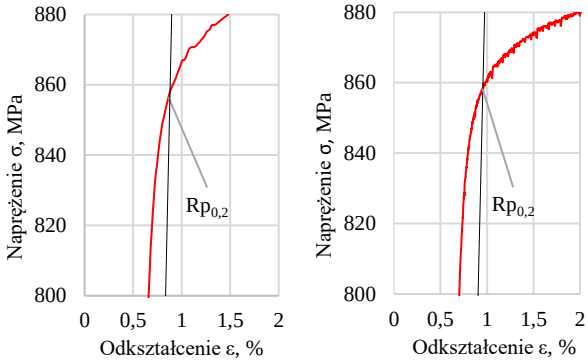
Celem dokonania pełnej analizy odporności na pękanie materiału warstwowego Al – Ti oprócz własności statycznych stopu aluminium AA2519 wyznaczono również własności statyczne drugiego z materiałów bazowych tj. stopu tytanu Ti6Al4V. Podobnie jak w przypadku aluminium opisywane własności wyznaczono zgodnie z procedurą opisaną w rozdziale 6.5 z zastosowaniem próbek z centralnym otworem w części chwytowej określanych jako WK. W opisywanych badaniach również odrzucano próbki, które uległy zerwaniu w miejscu nie mieszczącym się w zakresie pomiarowym ekstensometru.

Tak jak założono w rozdziale 6.1 badania własności statycznych opisywanego stopu tytanu, przeprowadzono zarówno w warunkach otoczenia i w warunkach kriogenicznych.

Po opracowaniu wyników badań otrzymano przebiegi naprężenie – odkształcenie, które dla warunków otoczenia przedstawiono na rysunku 7.5. Indywidualny przebieg dla każdej z prób w wybranym zakresie z wyznaczonymi punktami charakterystycznymi został przedstawiony na rysunku 7.6. Na podstawie opisywanych przebiegów wyznaczono własności mechaniczne Ti6Al4V które zamieszczono w tabeli 7.3.



Rys. 7.5. Przebiegi naprężenie – odkształcenie opracowane dla prób monotonicznego rozciągania tytanu Ti6Al4V w warunkach otoczenia

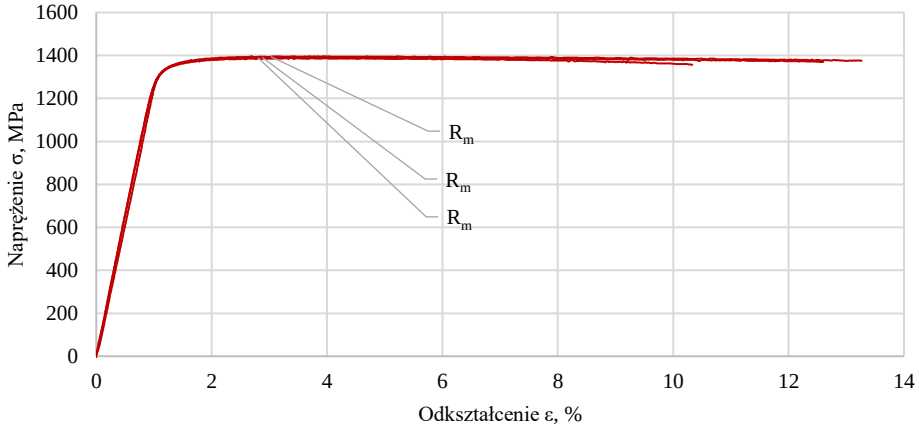


Rys. 7.6. Poszczególne fragmenty przebiegów naprężenie – odkształcenie opracowane dla każdej z prób monotonicznego rozciągania tytanu Ti6Al4V w warunkach otoczenia

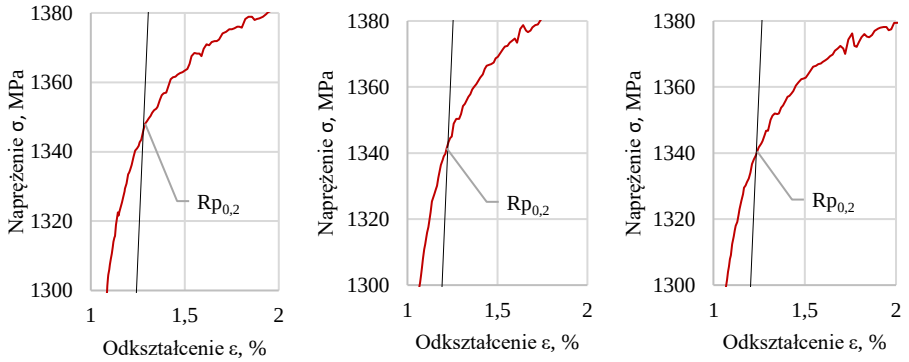
Tabela 7.3. Własności statyczne stopu tytanu Ti6Al4V w warunkach otoczenia

oznaczenie	$Rp_{0,2}$	R_m	E	A_5	S_{WK}
	MPa	MPa	GPa	%	mm^2
2_WK_Ti10_04	857,2	901,6	113,62	12,68	41,65
2_WK_Ti10_10	859,8	914,1	109,83	14,61	41,13
wartość średnia	858,5	907,9	111,7	13,6	41,4
odchylenie standardowe	1,8	8,9	2,7	1,4	0,4

Zgodnie z założeniami wynikającymi z planu badawczego wyznaczono własności statyczne stopu Ti6Al4V w warunkach kriogenicznych. Tak więc przebiegi naprężenie – odkształcenie w formie zbiorczej zostały przedstawione na rysunku 7.7. Fragmenty tych samych przebiegów, ale indywidualnie dla każdej z próbek znajdują się na ilustracji 7.8. Uzyskane po opracowaniu wyników własności mechaniczne dla stopu tytanu w opisywanych warunkach zestawiono w tabeli 7.4.



Rys. 7.7. Przebiegi naprężenie – odkształcenie opracowane dla prób monotonicznego rozciągania tytanu Ti6Al4V w warunkach kriogenicznych



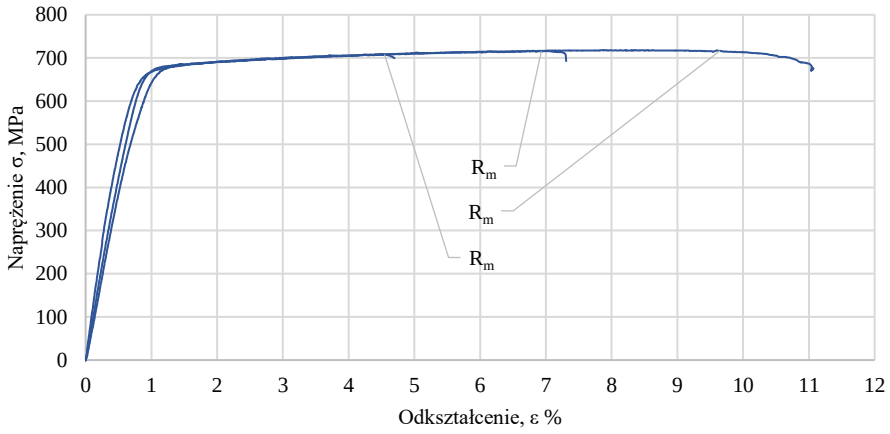
Rys. 7.8. Poszczególne przebiegi naprężenie – odkształcenie opracowane dla każdej z prób monotonicznego rozciągania tytanu Ti6Al4V w warunkach kriogenicznych

Tabela 7.4. Własności statyczne stopu tytanu Ti6Al4V w warunkach kriogenicznych

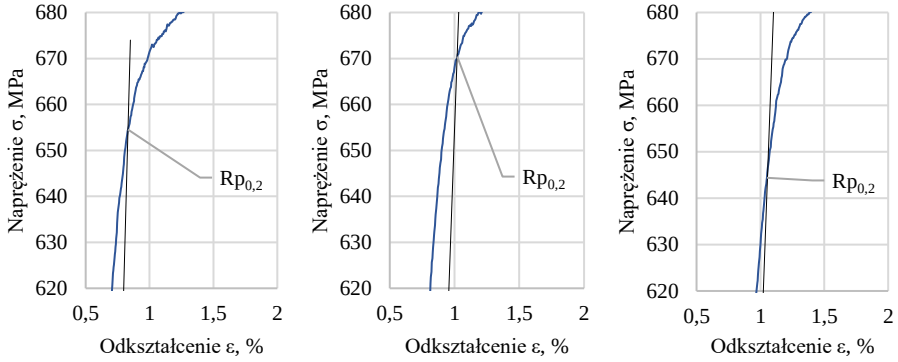
oznaczenie	$Rp_{0,2}$	R_m	E	A5	S_{WK}
	MPa	MPa	GPa	%	mm^2
2_WK_Ti10_01_K	1348,8	1391,3	125,57	12,45	41,13
2_WK_Ti10_02_K	1344,6	1396,8	130,02	13,50	41,53
2_WK_Ti10_03_K	1339,3	1389,0	130,26	10,33	41,66
wartość średnia	1344,2	1392,4	128,6	12,1	41,4
odchylenie standardowe	4,8	4,0	2,6	1,6	0,3

7.1.3. Materiał warstwowy Al – Ti

Podczas badań, wyznaczono również własności statyczne dla materiału warstwowego Al – Ti. Podobnie jak w przypadku materiałów bazowych, do badań w obu warunkach temperaturowych zastosowano próbki WK. Należy zaznaczyć, że w przypadku Al – Ti określenie moduł Younga ma charakter wyłącznie identyfikacyjny, a pojęcie to należy rozumieć jako nachylenie linii biegnącej na wykresie naprężenie – odkształcenie od punktu o wartości 0,2 % na osi poziomej do punktu określanego jako umowna granica plastyczności. Linia ta wyznaczona jest metodą najmniejszych kwadratów, natomiast rzeczywisty przebieg punktów poddanych analizie nie jest liniowy. Dla odróżnienia opisywanej własności od tej, którą wyznacza się dla materiałów bazowych, moduł sprężystości podłużnej dla materiału warstwowego dla odróżnienia oznaczono jako E*. Efekt nieliniowości w początkowym fragmencie przebiegu naprężenie – odkształcenie, jest widoczny na rysunku 7.9, gdzie zaprezentowano opracowane wyniki badań monotonicznych prób rozciągania dla wszystkich zbadanych próbek Al – Ti w warunkach otoczenia. Natomiast na rysunku 7.10 przedstawiono indywidualne przebiegi naprężenie – odkształcenie, opracowane dla poszczególnych próbek, wykonanych z materiału warstwowego, badanych w warunkach otoczenia. Wyznaczone własności mechaniczne opisywanego materiału warstwowego dla warunków otoczenia zestawiono w tabeli 7.5.



Rys. 7.9. Przebiegi naprężenie – odkształcenie opracowane dla prób monotonicznego rozciągania materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia

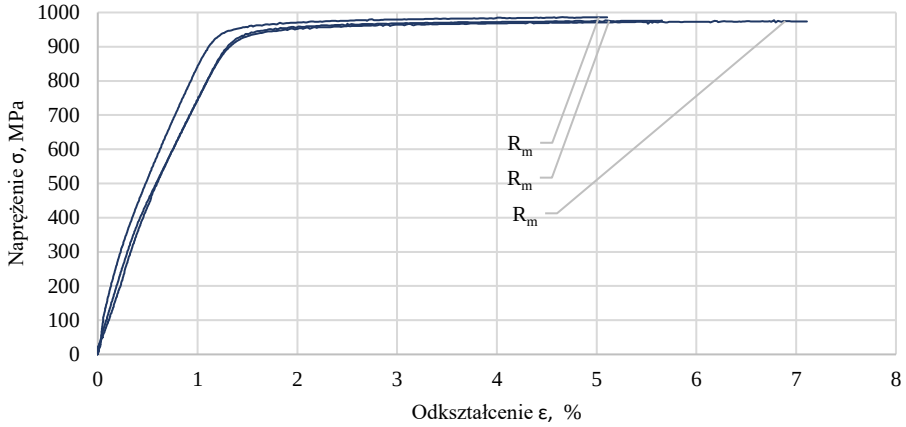


Rys. 7.10. Wybrane fragmenty przebiegów naprężenie – odkształcenie opracowane dla każdej z prób monotonicznego rozciągania materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia

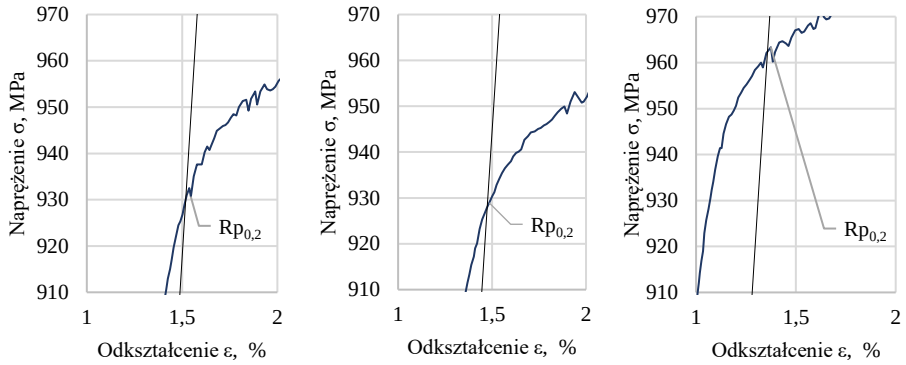
Tabela 7.5. Własności statyczne materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia

oznaczenie	$Rp_{0,2}$	R_m	E*	A5	S_{WK}
	MPa	MPa	GPa	%	mm^2
2_WK_PL10_02_OC	654,7	707,4	96,17	4,68	38,49
2_WK_PL10_03_OC	669,3	714,5	88,51	7,32	37,65
2_WK_PL10_04_OC	646,5	717,3	78,67	11,04	39,26
wartość średnia	656,8	713,1	87,78	7,86	38,87
odchylenie standardowe	11,6	5,1	8,77	3,19	0,80

Przebiegi naprężenie – odkształcenie, opracowane dla wyników uzyskanych podczas badań statycznych w warunkach kriogenicznych w sposób zbiorczy przedstawiono na ilustracji 7.11. Wybrane fragmenty tych przebiegów w okolicach granicy plastyczności dla każdej z prób zaprezentowano na rysunku 7.12. Natomiast zestawienie otrzymanych wyników badań ukazano w tabeli 7.6. Należy pamiętać o założeniach dotyczących wartości moduł sprężystości podłużnej i ograniczeniach wynikających ze złożonej struktury badanego materiału. Dodatkowo, efekt nieliniowości początkowych fragmentów wspomnianych wykresów w warunkach kriogenicznych uwydatnił się jeszcze bardziej.



Rys. 7.11. Przebiegi naprężenie – odkształcenie opracowane dla prób monotonicznego rozciągania materiału warstwowego Al – Ti w warunkach kriogenicznych



Rys. 7.12. Poszczególne fragmenty przebiegów naprężenie – odkształcenie opracowane dla każdej z prób monotonicznego rozciągania materiału warstwowego Al – Ti w warunkach kriogenicznych

Tabela 7.6. Własności statyczne materiału warstwowego Al – Ti w warunkach kriogenicznych

oznaczenie	$Rp_{0,2}$	Rm	E*	A_5	S_{WK}
	MPa	MPa	GPa	%	mm^2
2_WK_PL10_06_OC_K	931,0	977,1	70,21	5,76	38,82
2_WK_PL10_07_OC_K	931,2	977,3	71,04	7,11	38,45
2_WK_PL10_08_OC_K	960,1	986,5	72,27	5,11	38,37
wartość średnia	940,8	980,3	71,2	6,0	38,5
odchylenie standardowe	16,8	5,4	1,0	1,0	0,2

7.2. ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE W ZAKRESIE LINIOWO – SPRĘŻYSTYM – KRYTYCZNE WARTOŚCI WSPÓŁCZYNNIKA INTENSYWNOŚCI NAPRĘŻEŃ

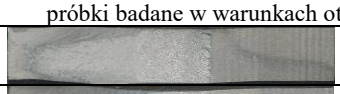
Zgodnie z założeniami przedstawiony w rozdziale 6.1 w dalszej części badań wyznaczono odporność na pękanie materiału warstwowego Al – Ti oraz jego materiałów bazowych. Przy wykorzystaniu próbek CT określono odporność na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym dla obu warunków temperaturowych. W odróżnieniu od wyznaczania własności statycznych, badania odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym składały się z dwóch etapów, przy czym pierwszy z nich polegał na wygenerowaniu pęknięcia zmęczeniowego o długości mieszczącej się w określonym zakresie, drugi zaś na przeprowadzeniu próby monotonicznego rozciągania próbki CT z wcześniej opisywanym pęknięciem zmęczeniowym.

7.2.1. Przygotowanie pęknięć zmęczeniowych

Generowanie pęknięcia zmęczeniowego w próbkach typu CT, poprzedzające wyznaczanie krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń, odbywało się w sposób i przy użyciu narzędzi opisanych w rozdziale 6.8 niniejszej pracy.

Zgodnie z podstawowymi założeniami mechaniki pękania, pęknięcie nigdy nie będzie równe. W związku z tym koniecznym jest, aby po przeprowadzeniu monotonicznej próby rozciągania próbki CT z pęknięciem zmęczeniowym, przeprowadzić pomiar długości pęknięcia zmęczeniowego. Sposób pomiaru opisywanej długości został omówiony we wcześniej wspomnianym rozdziale 6.8. Wyniki pomiarów długości pęknięć zmęczeniowych aluminiowych próbek CT wykorzystanych podczas wyznaczania odporności na pękanie metodą krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń wraz z wybranymi wartościami geometrycznymi przedstawiono w tabeli 7.7. Takie samo zestawienie, tylko dla stopu tytanu Ti6Al4V umieszczono w tabeli 7.8.

Tabela. 7.7. Długości pęknięć zmęczeniowych w aluminiowych próbkach CT uzyskanych przy wyznaczaniu krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń

numer próbki	kształt pęknięcia	długość pęknięcia mm	B mm
próbki badane w warunkach otoczenia			
3_CT_Al10_03_OC		11,26	10,16
3_CT_Al10_07_OC		10,28	10,09
3_CT_Al10_08_OC		10,85	10,01

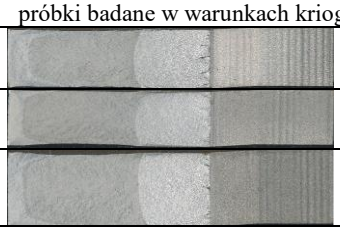
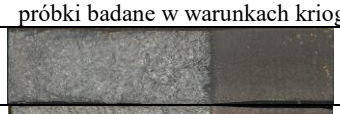
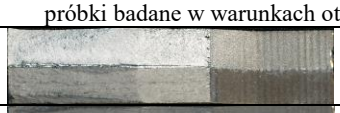
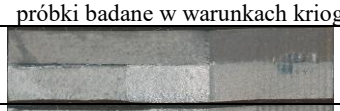
numer próbki	kształt pęknięcia	długość pęknięcia mm	B mm
próbki badane w warunkach kriogenicznych			
3_CT_Al10_05_OC		10,742	9,98
3_CT_Al10_10_OC		10,554	9,94
3_CT_Al10_20_OC		10,185	10,01

Tabela. 7.8. Długości pęknięć zmęczeniowych w tytanowych próbkach CT uzyskanych przy wyznaczaniu krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń

numer próbki	kształt pęknięcia	długość pęknięcia mm	B mm
próbki badane w warunkach otoczenia			
3_CT_Ti10_01		11,14	10,18
3_CT_Ti10_04		10,69	10,09
3_CT_Ti10_14		10,78	10,07
próbki badane w warunkach kriogenicznych			
3_CT_Ti10_06		10,99	10,09
3_CT_Ti10_07		10,31	10,09
3_CT_Ti10_08		10,32	10,01

Dla materiału warstwowego Al – Ti długość pęknięcia w warstwie aluminium i w warstwie tytanu była różna. Przedstawione w tabeli 7.9. wyniki pomiarów długości pęknięcia stanowią uśrednioną wartość zmierzonej długości pęknięcia w warstwie aluminium i w warstwie tytanu.

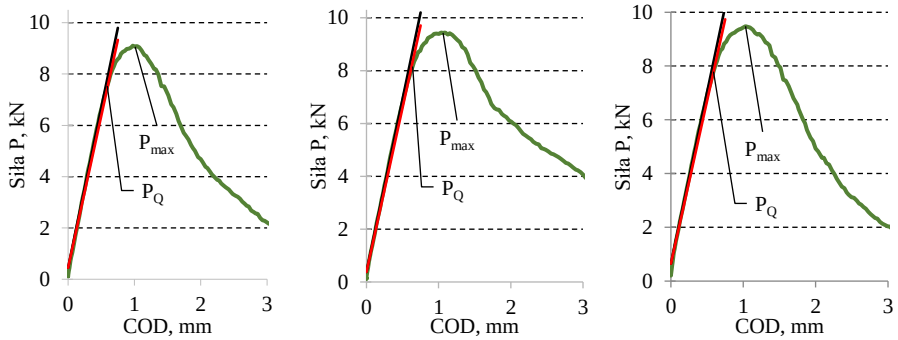
Tabela. 7.9. Długości pęknięć zmęczeniowych w próbkach CT wykonanych z materiału warstwowego Al – Ti, uzyskanych przy wyznaczaniu K_{IC}

numer próbki	kształt pęknięcia	długość pęknięcia mm	B mm
próbki badane w warunkach otoczenia			
3_CT_PL10_16_OC		10,63	9,51
3_CT_PL10_17_OC		10,73	9,47
3_CT_PL10_19_OC		10,28	9,47
próbki badane w warunkach kriogenicznych			
3_CT_PL10_21_OC		11,51	9,42
3_CT_PL10_28_OC		9,92	9,29
5_CT_PL10_29_OC		11,15	9,4

7.2.2. Aluminium AA2519

Badania odporności na pękanie stopu aluminium AA2519 odbyły się zgodnie z procedurą opisaną w rozdziale 6.8. na próbkach CT z wygenerowanymi pęknięciami zmęczeniowymi.

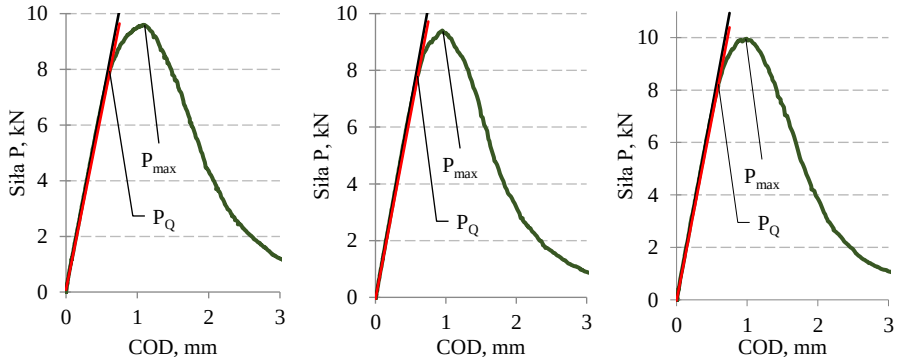
Zarejestrowane przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia dla warunków otoczenia pokazano na rysunku 7.13 a dla warunków kriogenicznych na ilustracji 7.14. Opracowane na ich podstawie własności w tym K_Q zestawiono w tabeli 7.10, gdzie zaprezentowano wyniki dla warunków otoczenia, natomiast w tabeli 7.11 zaprezentowano własności wyznaczone dla warunków kriogenicznych.



Rys. 7.13. Poszczególne przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia zarejestrowane podczas wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń dla aluminium AA2519 w warunkach otoczenia

Tabela 7.10. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym stopu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia

oznaczenie	P_Q	K_Q	P_{max}	P_{max}/P_Q
	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	kN	N/N
3_CT_Al10_03_OC	7,80	41,08	9,10	1,17
3_CT_Al10_07_OC	7,70	40,26	9,44	1,23
3_CT_Al10_08_OC	7,80	39,63	9,48	1,22
wartość średnia	7,77	40,33	9,34	1,20
odchylenie standardowe	0,05	0,59	0,17	0,03



Rys. 7.14. Poszczególne przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia, zarejestrowane podczas wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń dla aluminium AA2519 w warunkach kriogenicznych

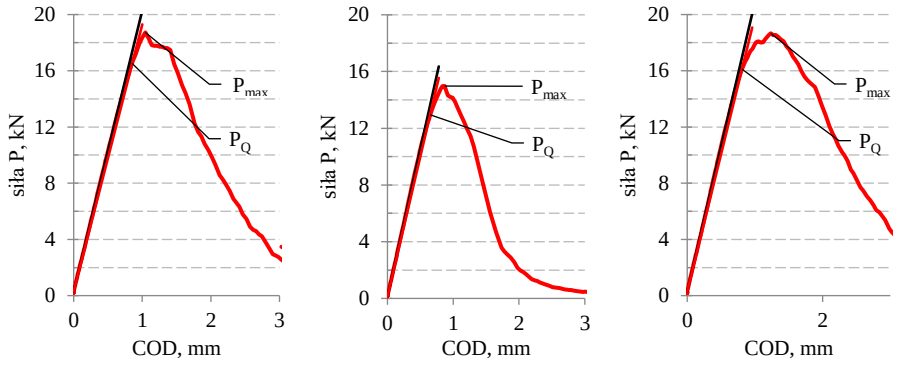
Tabela 7.11. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym stopu aluminium AA2519 w warunkach kriogenicznych

oznaczenie	P_Q	K_Q	P_{max}	P_{max}/P_Q
	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	kN	N/N
3_CT_Al10_05_OC_K	8,04	39,85	9,60	1,19
3_CT_Al10_10_OC_K	8,20	40,82	9,41	1,15
3_CT_Al10_20_OC_K	8,18	40,42	9,96	1,22
wartość średnia	8,14	40,36	9,65	1,19
odchylenie standardowe	0,071	0,398	0,228	0,029

7.2.3. Tytan Ti6Al4V

Podobnie jak w przypadku aluminium badania odporności na pękanie stopu tytanu Ti6Al4V odbyły się przy zastosowaniu próbek CT i w dwóch warunkach temperaturowych. Odmienny charakter pękania w odniesieniu do opisywanego wcześniej aluminium pozwolił na posługiwanie się bezpośrednio miarą K_{IC}.

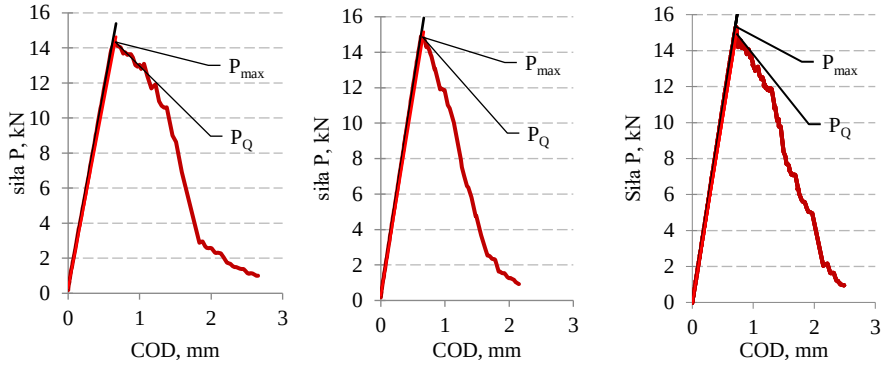
Tą oraz inne wybrane wielkości wyznaczone dla Ti6Al4V podczas badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym zestawiono w tabeli 7.12 dla warunków otoczenia i w tabeli 7.13 dla warunków kriogenicznych. Zarejestrowane podczas badań przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia z wyróżnionymi punktami P_Q i P_{max} dla wszystkich zbadanych próbek dla warunków otoczenia, przedstawiono na rysunku 7.15. Takie same przebiegi sporządzono dla warunków kriogenicznych i przedstawiono je na ilustracji 7.16.



Rys. 7.15. Poszczególne przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia, zarejestrowane podczas wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń dla tytanu Ti6Al4V w warunkach otoczenia

Tabela 7.12. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym stopu tytanu Ti6Al4V przeprowadzonych w warunkach otoczenia

oznaczenie próbki	P_Q	K_Q	P_{max}	K_{IC}	P_{max}/P_Q
	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	N/N
3_CT_Ti10_01	16,69	78,45	18,73	78,45	1,12
3_CT_Ti10_04	12,95	66,46	14,98	66,46	1,15
3_CT_Ti10_14	16,05	78,83	18,66	78,83	1,15
wartość średnia	15,23	74,58	17,46	74,58	1,14
odchylenie standardowe	1,63	5,75	1,75	5,75	0,01



Rys. 7.16. Poszczególne przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia, zarejestrowane podczas wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń dla tytanu Ti6Al4V w warunkach kriogenicznych

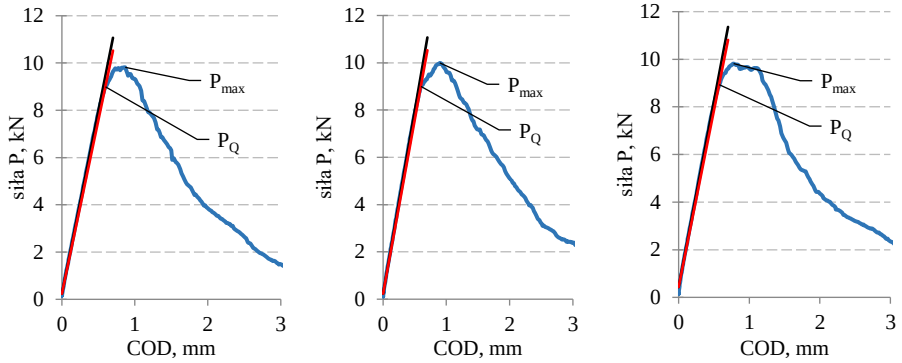
Tabela 7.13. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym stopu tytanu Ti6Al4V przeprowadzonych w warunkach kriogenicznych

oznaczenie	P_Q	K_Q	P_{max}	K_{IC}	P_{max}/P_Q
	kN	MPa·m0,5	kN	MPa·m0,5	N/N
3_CT_Ti10_06_K	14,34	73,13	14,34	73,13	1
3_CT_Ti10_07_K	14,8	66,08	14,89	66,08	1,01
3_CT_Ti10_08_K	14,97	72,98	15,34	72,98	1,02
wartość średnia	14,7	70,73	14,86	70,73	1,01
odchylenie standardowe	0,27	3,29	0,41	3,29	0,01

7.2.4. Materiał warstwowy Al – Ti

Ostatecznie krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń została wyznaczona również dla materiału warstwowego Al – Ti. Poszczególne przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia dla monotonicznego rozciągania próbek CT w warunkach otoczenia przedstawiono na rysunku 7.17 natomiast dla warunków kriogenicznych na rysunku 7.18. Opracowane wyniki opisywanych badań dla warunków otoczenia i kriogenicznych zestawiono odpowiednio w tabeli 7.14 oraz 7.15.

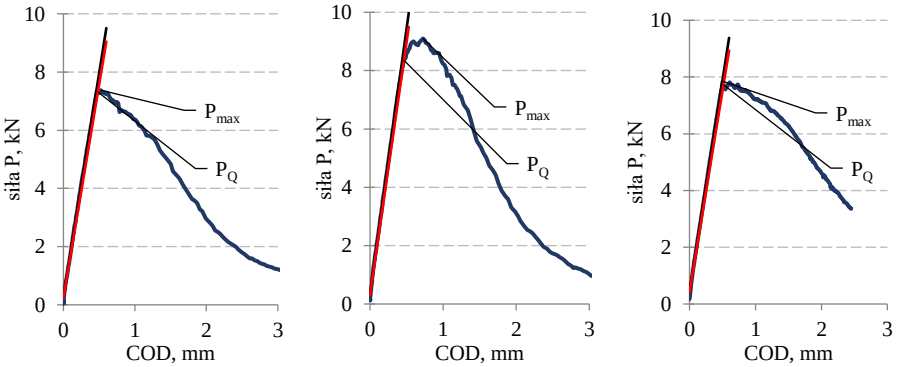
Badania materiałów bazowych, tj. stopu aluminium i stopu tytanu oprócz wyznaczenia szukanych wartości, miały pozwolić na określenie zakresu sił i przemieszczeń jakie będą występowały podczas badań kompozytu. Stanowiły również punkt odniesienia podczas analizy wyników badań.



Rys. 7.17. Poszczególne przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia, zarejestrowane podczas wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń dla materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia

Tabela 7.14. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym materiału warstwowego Al – Ti wyznaczone w warunkach otoczenia

oznaczenie próbki	P_Q	K_Q	P_{max}	K_{IC}	P_{max}/P_Q
jednostka	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	N/N
3_CT_PL10_16_OC	9,03	47,5	9,82	47,5	1,09
3_CT_PL10_17_OC	8,99	47,85	9,99	47,85	1,11
3_CT_PL10_19_OC	8,93	45,89	9,82	45,89	1,1
wartość średnia	8,98	47,08	9,88	47,08	1,1
odchylenie standardowe	0,04	0,85	0,08	0,85	0,01



Rys. 7.18. Poszczególne przebiegi siła – rozwarcie pęknięcia, zarejestrowane podczas wyznaczania krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń dla materiału warstwowego Al – Ti w warunkach kriogenicznych

Tabela 7.15. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym materiału warstwowego Al – Ti w warunkach kriogenicznych

oznaczenie	P_Q	K_Q	P_{max}	K_{IC}	P_{max}/P_Q
	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	N/N
3_CT_PL10_21_OC_K	7,3	41,61	7,37	41,61	1,01
3_CT_PL10_28_OC_K	8,4	42,81	9,1	42,81	1,08
5_CT_PL10_29_OC_K	7,65	41,91	7,85	41,91	1,03
wartość średnia	7,78	42,11	8,11	42,11	1,04
odchylenie standardowe	0,46	0,51	0,73	0,51	0,03

7.3. ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE WYZNACZONA METODĄ KRYTYCZNEJ WARTOŚCI CAŁKI J

Ze względu na odmienny charakter pękania materiałów bazowych, postanowiono wyznaczyć odporność na pękanie również w zakresie sprężysto – plastycznym tj. metodą krytycznej wartości całki J. Zgodnie z założeniami przedstawionymi w rozdziale 6.1 zaniechano wykonywania badań dla stopu tytanu Ti4Al4V ze względu na kruchy charakter pękania. Badania odbywały się przy zastosowaniu próbek CT oraz zgodnie z metodyką opisaną w rozdziale 6.6.

7.3.1. Przygotowanie pęknięć zmęczeniowych

Zgodnie z tym, co napisano w rozdziale 6.4.6, na przełomie próbek dokonano pomiaru długości pęknięć zmęczeniowych metodami cyfrowymi.

Wyniki pomiarów długości pęknięć zmęczeniowych w próbkach aluminiowych, wraz z ich grubością przedstawiono w tabeli 7.16. Takie same zestawienie dla próbek wykonanych z materiału warstwowego Al – Ti przedstawiono w tabeli 7.17.

Tabela. 7.16. Długości pęknięć zmęczeniowych w aluminiowych próbkach CT wykorzystanych przy wyznaczaniu krytycznej wartości całki J

numer próbki	kształt pęknięcia	długość pęknięcia mm	B mm
próbki badane w warunkach otoczenia			
3_CT_Al10_19_OC_J		9,41	10,03
5_CT_Al10_22_OC_J		9,76	10,05
5_CT_Al10_23_OC_J		9,62	10,05

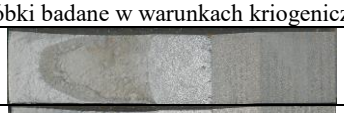
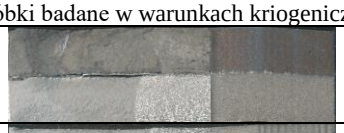
numer próbki	kształt pęknięcia	długość pęknięcia mm	B mm
próbki badane w warunkach kriogenicznych			
3_CT_Al10_23_OC_J_K		8,95	10,00
3_CT_Al10_29_OC_J_K		8,63	9,99
5_CT_Al10_25_OC_J_K		9,85	10,03

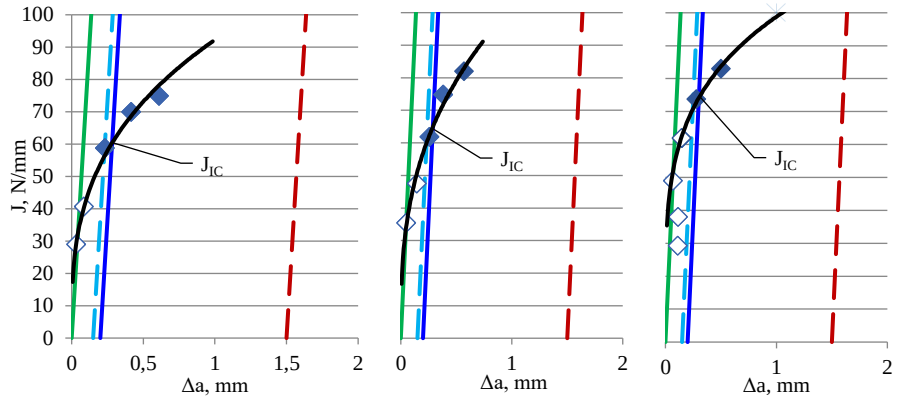
Tabela. 7.17. Długości pęknięć zmęczeniowych w próbkach CT wykonanych z materiału warstwowego Al - Ti wykorzystanych przy wyznaczaniu krytycznej wartości całki J

numer próbki	kształt pęknięcia	długość pęknięcia mm	B mm
próbki badane w warunkach otoczenia			
5_CT_Pl10_14_OC_J		10,62	9,56
5_CT_Pl10_15_OC_J		10,96	9,53
5_CT_Pl10_17_OC_J		10,88	9,50
próbki badane w warunkach kriogenicznych			
3_CT_Pl10_07_OC_J_K		11,11	9,49
3_CT_Pl10_09_OC_J_K		8,87	9,50
3_CT_Pl10_12_OC_J_K		8,66	9,53

7.3.2. Aluminium AA2519

Zgodnie z założeniami określonymi przez program badań, przy wykorzystaniu próbek CT z pęknięciem zmęczeniowym wyznaczono odporność na pękanie stopu aluminium AA2519 zarówno w warunkach otoczenia jak i w warunkach kriogenicznych.

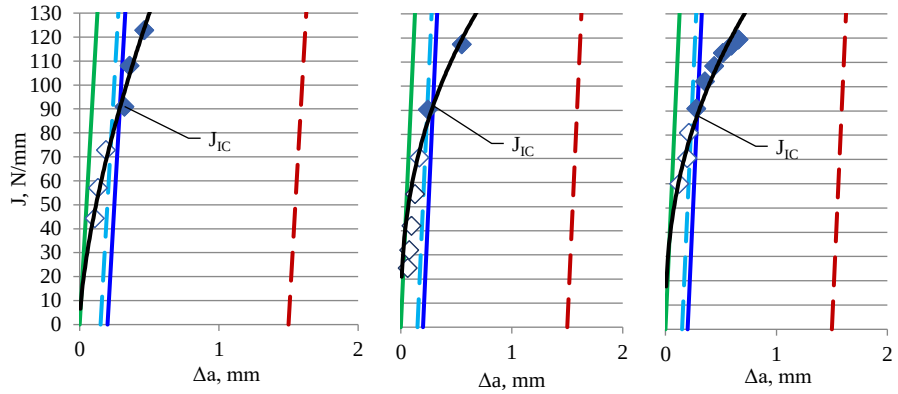
Eksperymentalne wyniki badań, uzyskane na podstawie opisywanych prób dla warunków otoczenia zestawiono w tabeli 7.18 a dla warunków kriogenicznych w tabeli 7.19. Ich analiza w postaci wykresów wartość całki J – przyrost długości pęknięcia, dla opisywanego materiału badanego w warunkach otoczenia, przedstawiono na ilustracji 7.19 a dla warunków kriogenicznych na rysunkach 7.20.



Rys.7.19.Poszczególne przebieg całka J – przyrost długości pęknięcia opracowane dla stopu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia

Tabela. 7.18. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznym stopu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia

oznaczenie	P_{max}	Cykle P_{max}	J_{IC}
	kN	ilość	N/mm
3_CT_Al10_19_OC_J	10,46	8	61,00
5_CT_Al10_22_OC_J	9,54	8	63,00
5_CT_Al10_23_OC_J	9,55	8	75,0
wartość średnia	9,85	8	66,33
odchylenie standardowe	0,53	0	7,57



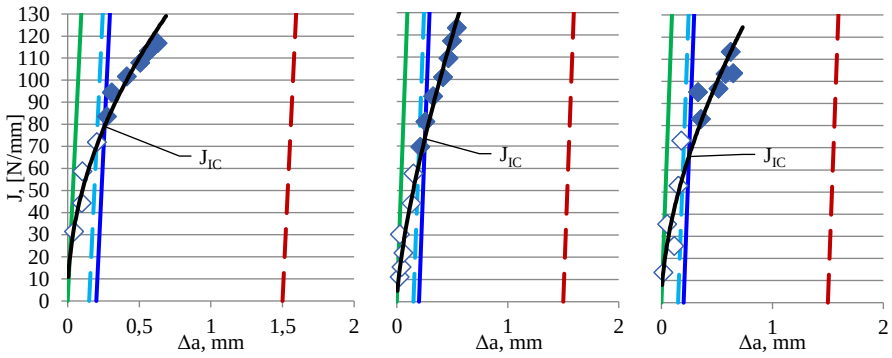
Rys.7.20. Poszczególne przebieg całka J – przyrost długości pęknięcia opracowane dla stopu aluminium AA2519 w warunkach kriogenicznych

Tabela 7.19. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie sprężysto - plastycznym dla stopu aluminium AA2519 w warunkach kriogenicznych

oznaczenie	P_{max}	Cykle P_{max}	J_{IC}
	kN	ilość	N/mm
3_CT_Al10_23_OC_J_K	11,48	12,0	88,0
3_CT_Al10_29_OC_J_K	11,71	14,0	86,0
5_CT_Al10_25_OC_J_K	11,25	23,0	88,0
wartość średnia	11,48	16,3	87,3
odchylenie standardowe	0,23	5,9	1,2

7.3.3. Materiał warstwowy Al – Ti

Szukana własność mechaniczna została wyznaczona także dla materiału warstwowego Al – Ti. Badania zgodnie z planem badawczym wykonano dla warunków otoczenia i kriogenicznych. Wyniki badań opisywanego materiału dla 297 K w postaci przebiegów całka J – przyrost długości pęknięcia przedstawiono na ilustracjach 7.21. Opracowane wyniki badań w postaci wartości cyfrowych zestawiono w tabeli 7.20.

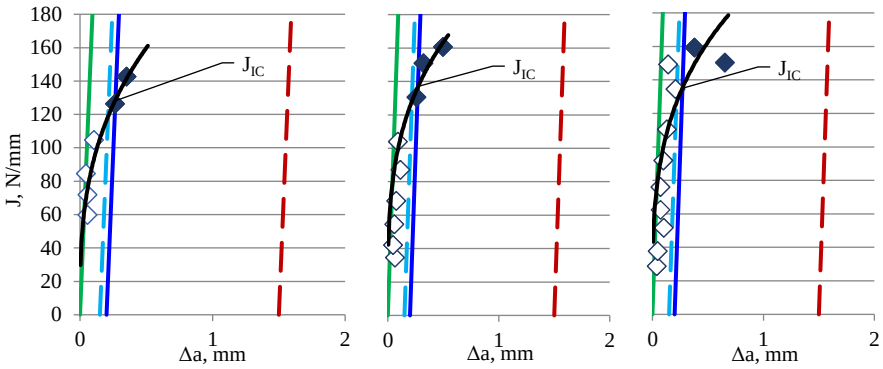


Rys.7.21. Poszczególne przebieg całka J – przyrost długości pęknięcia opracowane dla materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia

Tabela 7.20. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie sprężysto - plastycznym dla materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia

oznaczenie	P_{max}	Cykle P_{max}	J_{IC}
	kN	ilość	N/mm
5_CT_Pl10_14_OC_J	8,90	6	78,00
5_CT_Pl10_15_OC_J	8,32	6	74,00
5_CT_Pl10_17_OC_J	8,97	6	66,00
wartość średnia	8,73	6	72,67
odchylenie standardowe	0,35	0	6,11

Analogicznie do poprzednich przypadków wyniki badań odporności na pękanie tego samego materiału, ale w warunkach kriogenicznych w postaci wykresów J – Δa przedstawiono na rysunkach 7.22. Zestawienie wyników przeprowadzonych badań zaprezentowano w tabeli 7.21.



Rys.7.22. Poszczególne przebieg całka J – przyrost długości pęknięcia opracowane dla materiału warstwowego Al – Ti w warunkach kriogenicznych

Tabela 7.21. Wyniki badań odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastyczym dla materiału warstwowego Al – Ti w warunkach kriogenicznych

oznaczenie	P_{max}	Cykle P_{max}	J_{IC}
	kN	ilość	N/mm
3_CT_Pl10_07_OC_J_K	12,25	13,00	129,00
3_CT_Pl10_09_OC_J_K	12,75	13,00	132,00
3_CT_Pl10_12_OC_J_K	13,57	13,00	133,00
wartość średnia	12,86	13,00	131,33
odchylenie standardowe	0,67	0,00	2,08

8. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ

8.1. ANALIZA PORÓWNAWCZA WŁASNOŚCI STATYCZNYCH MATERIAŁÓW BAZOWYCH I MATERIAŁU WARSTWOWEGO

W celu dokonania analizy porównawczej wybranych własności mechanicznych badanych materiałów, postanowiono wyniki badań przedstawić dwojako. Pierwsza z analiz dotyczyła porównania wszystkich materiałów między sobą, druga zaś miała określać różnice w obrębie jednego materiału, ale w różnych warunkach temperaturowych. Takie podejście zastosowano zarówno dla własności statycznych jak również odporności na pękanie w obu zakresach. Różnice procentowe obliczono z zależności matematycznej:

$$\Delta X = \frac{(X_{(W)} - X_{(N)})}{X_{(W)}} \cdot 100\% \tag{8.1}$$

gdzie:

X – R_m, $R_{p0,2}$, E, A_5.

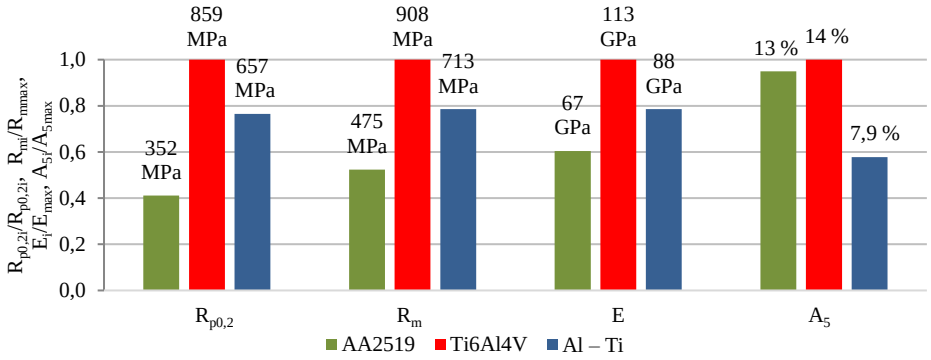
Podczas porównywania własności statycznych materiałów bazowych oraz materiału warstwowego Al – Ti, ograniczono się wyłącznie do wartości średnich uzyskanych z przeprowadzonych prób.

8.1.1. Warunki otoczenia

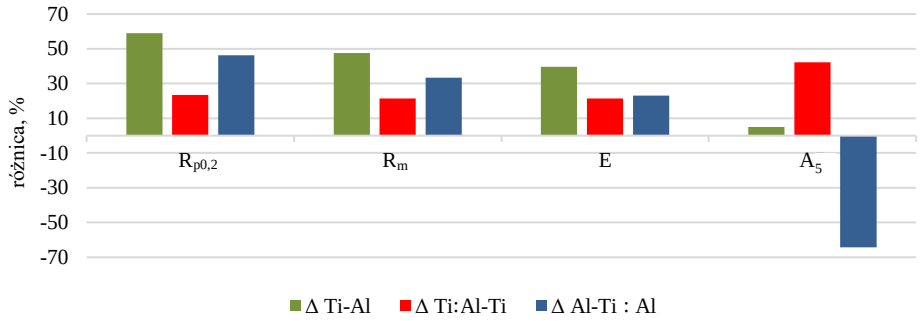
W tabeli 8.1 przedstawiono uśrednione wartości własności mechanicznych wszystkich materiałów rozpatrywanych w pracy, wraz z procentowym określeniem różnic pomiędzy nimi. Graficzne przedstawienie wybranych własności statycznych zaprezentowano na ilustracji 8.1. Procentowe różnice pomiędzy własnościami mechanicznymi pomiędzy poszczególnymi materiałami ukazano na rysunku 8.2.

Tabela. 8.1. Porównanie wybranych własności statycznych materiałów bazowych i materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia

materiał	$\overline{R_{p0,2}}$	$\overline{R_m}$	$\overline{E}$	$\overline{A_5}$
	MPa	MPa	GPa	%
AA2519 otoczenie	352,5	475,3	67,5	12,9
Ti6Al4V otoczenie	858,5	907,9	111,7	13,6
Al – Ti otoczenie	656,8	713,1	87,78	7,86
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_W-X_N)/X_W$, %, gdzie X: R_m, $R_{p0,2}$, E, A5			
Ti6Al4V (W), AA2519 (N)	58,9	47,6	39,6	5,1
Ti6Al4V (W), Al-Ti (N)	23,5	21,5	21,4	42,2
Al-Ti (W), AA2519 (N)	46,3	33,3	23,1	-64,1



Rys. 8.1. Porównanie normalizowanych do 1 własności statycznych dla materiałów bazowych i materiału warstwowego Al – Ti, badanych w warunkach otoczenia



Rys. 8.2. Różnice pomiędzy własnościami statycznymi dla wszystkich badanych materiałów w warunkach otoczenia

Materiałem charakteryzującym się najwyższymi własnościami statycznymi jest stop tytanu Ti6Al4V, a największa różnica wystąpiła pomiędzy umowną granicą plastyczności tytanu i aluminium i wynosiła niemal 59 %. Podobnie pomiędzy materiałem warstwowym, a aluminium, gdzie dysproporcja wynosiła ponad 46 %. Jednak w przypadku modułu sprężystości podłużnej oraz wytrzymałości na rozciąganie, różnice te nie były aż tak duże. Najmniejsze wśród własności statycznych występowały pomiędzy stopem tytanu, a materiałem warstwowym Al – Ti. Mieściły się one w przedziale od 20 % do 25 %. Jak widać na rysunku 8.1 własności mechaniczne materiału warstwowego Al – Ti za wyjątkiem odkształcenia przy zerwaniu, znajdują się w obszarze pomiędzy własnościami statycznymi tytanu i aluminium.

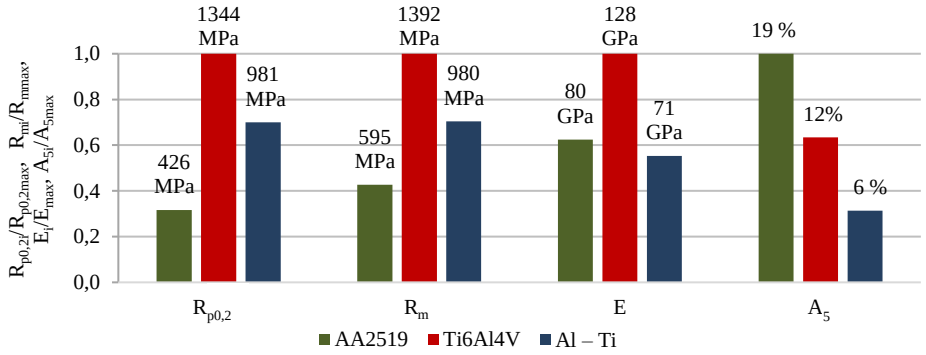
Najmniejszym wydłużeniem przy zerwaniu charakteryzował się materiał warstwowy Al – Ti wynoszącym około 8%, największym zaś stop tytanu (14%). Stop AA2519 zerwał się przy podobnym odkształceniu jak Ti6Al4V co widoczne jest na rysunku 8.1. Opisywana dysproporcja jest szczególnie transparentna w porównaniu Al – Ti ze stopem AA2519, gdzie wyznaczona procentowa różnica przyjmuje wartość ujemną i wynosi ponad 61 %.

8.1.2. Warunki kriogeniczne

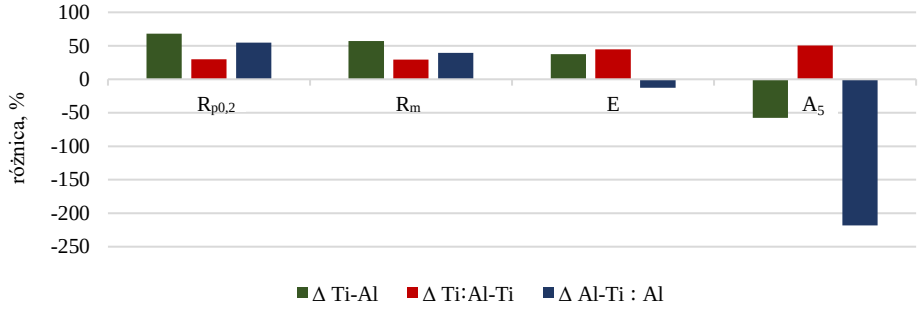
Podobnie jak w poprzednim przypadku, uśrednione wartości wyznaczonych własności mechanicznych, wraz z obliczonymi procentowymi różnicami pomiędzy nimi, zestawiono w tabeli 8.2. Graficzne przedstawienie porównania otrzymanych wyników zaprezentowano na rysunku 8.3, a przedstawienie różnic pomiędzy wybranymi własnościami statycznymi poszczególnych materiałów na rysunku 8.4.

Tabela. 8.2. Porównanie wybranych własności statycznych materiałów bazowych i materiału warstwowego Al – Ti w warunkach kriogenicznych

materiał	$\overline{R_{p0,2}}$	$\overline{R_m}$	$\overline{E}$	$\overline{A_5}$
	MPa	MPa	GPa	%
AA2519 otoczenie	426,0	595,0	80,3	19,1
Ti6Al4V otoczenie	1344	1392	128,6	12,1
Al – Ti otoczenie	940,8	980,3	71,2	6
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_W-X_N)/X_W$, %, gdzie X: R_m, $R_{p0,2}$, E, A_5			
Ti6Al4V (W), AA2519 (N)	68,3	57,3	37,5	-57,9
Ti6Al4V (W), Al-Ti (N)	30,0	29,6	44,6	50,4
Al-Ti (W), AA2519 (N)	54,7	39,3	-12,8	-218,3



Rys. 8.3. Normalizowane do jedynki porównanie własności statycznych, dla materiałów bazowych i materiału warstwowego Al – Ti, badanych w warunkach kriogenicznych



Rys. 8.4. Różnice pomiędzy własnościami statycznymi dla wszystkich badanych materiałów w warunkach kriogenicznych

Jak widać na rysunku 8.3 różnice w wartości umownej granicy plastyczności oraz doraźnej wytrzymałości na rozciąganie miały podobny charakter, jak w przypadku badań w temperaturze otoczenia. Dla opisywanych wielkości mechanicznych, wytrzymałość materiału warstwowego Al – Ti jest wyższa niż stopu AA2519 i nieco niższa niż stopu Ti6Al4V. Znaczny wzrost wytrzymałości na rozciąganie i umownej granicy plastyczności tytanu spowodował pogłębienie się różnic w opisywanych wielkościach. Pomiędzy aluminium, a tytanem wynosiły odpowiednio 57,3 % i 68,3 %. Różnica pomiędzy wyszczególnionymi cechami pomiędzy tytanem, a materiałem warstwowym wynosiła około 30 %, podobnie jak w przypadku warunków otoczenia.

Największym odkształceniem przy zerwaniu wykazał się stop aluminium AA2519. W warunkach kriogenicznych wartość opisywanej cechy wynosiła 19 %. Mniej, bo 12 % wynosiło odkształcenie przy zerwaniu stopu tytanu, a najmniejszą wartością opisywanej stałej materiałowej cechował się materiał warstwowy tj. 6 %, co w porównaniu do AA 2519 daje niemal 220 % różnicę.

Odmienności w module sprężystości podłużnej, mają podobny charakter jak odkształcenie przy zerwaniu, jednak w tym przypadku nie są one aż tak duże. Materiał warstwowy w warunkach kriogenicznych wykazał najmniejszą wartość modułu sprężystości podłużnej wynoszącą 71,2 GPa. Opisywana wielkość była niższa od modułu Younga stopu Ti6Al4V o niespełna 45 %, natomiast różnica pomiędzy opisywaną cechą materiału warstwowego a stopu aluminium przyjęła wartość ujemną i wynosiła -12,8 %. Wartość ujemną przyjęła również różnica pomiędzy odkształceniem przy zerwaniu tytanu i aluminium i wynosiła – 58 %.

8.2. WPŁYW TEMPERATURY NA WŁASNOŚCI STATYCZNE ANALIZOWANYCH MATERIAŁÓW

Jak wykazano w analizie literatury, warunki kriogeniczne wpływają na własności mechaniczne zarówno stopów tytanu jak i stopów aluminium. Jednak różnice wynikające z różnej temperatury charakteryzowały się szerokim zakresem, nawet dla materiałów w obrębie jednej grupy.

Aby określić wielkość zmian pomiędzy wytrzymałością analizowanych materiałów w różnych temperaturach, posłużono się zależnością matematyczną:

$$\Delta X = \frac{(X_{(77\,K)} - X_{(293\,K)})}{X_{(293\,K)}} \cdot 100\% \tag{8.2}$$

gdzie:

X – R_m, $R_{p0,2}$, E, A_5.

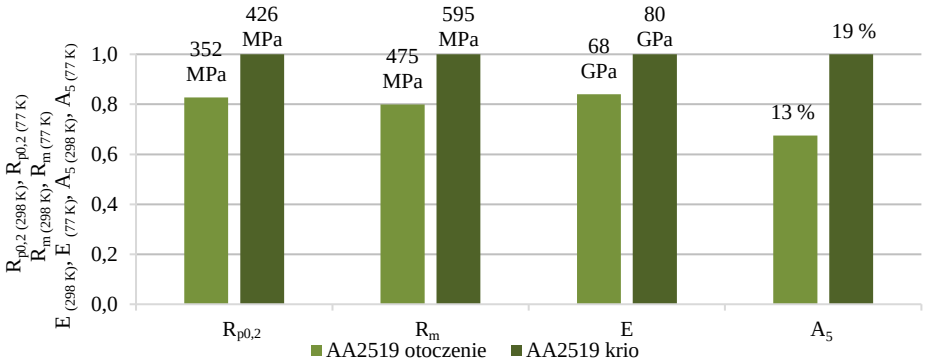
8.2.1. Aluminium AA2519

Różnice pomiędzy wybranymi własnościami mechanicznymi wyznaczonymi w warunkach otoczenia i kriogenicznych dla stopu aluminium AA2519 przedstawiono w tabeli 8.3. Porównanie wybranych własności

mechanicznych opisywanego stopu w formie graficznej zaprezentowano na rysunku 8.5.

Tabela 8.3. Różnice pomiędzy uśrednionymi wartościami uzyskanymi podczas monotonicznej próby rozciągania stopu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia i kriogenicznych

materiał	$\overline{R_{p0,2}}$	$\overline{R_m}$	$\overline{E}$	$\overline{A_5}$
	MPa	MPa	GPa	%
AA2519 otoczenie (298 K)	352,5	475,3	67,5	12,9
AA2519 krio (77 K)	426,0	`595,0	80,3	19,1
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_{77\ K}-X_{298\ K})/X_{298\ K}$, %, gdzie X: R_m, $R_{p0,2}$, E, A5			
różnica %	$\Delta R_{p0,2}$	ΔR_m	ΔE	ΔA_5
	20,9	25,2	19,0	47,9



Rys.8.5. Porównanie własności statycznych stopu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia i kriogenicznych

Obniżenie temperatury do wartości 77 K spowodowało zmianę wszystkich podstawowych własności mechanicznych tego stopu. Tak więc doraźna wytrzymałość na rozciąganie w odniesieniu do warunków otoczenia wzrosła o 25,2%, a umowna granica plastyczności również zwiększyła się o niespełna 21%. Po opracowaniu wyników badań okazało się, że warunki kriogeniczne spowodowały zwiększenie wydłużenia przy zerwaniu w przypadku aluminium aż o 47,9%. Zwiększeniu uległa również sztywność, bowiem moduł sprężystości podłużnej wzrósł średnio z wartości 67,5 GPa w warunkach otoczenia do 80 GPa w warunkach kriogenicznych co daje ponad 19% wzrost. Biorąc pod uwagę prezentowane wyniki można stwierdzić, że warunki kriogeniczne korzystnie wpływają na własności mechaniczne aluminium AA2519.

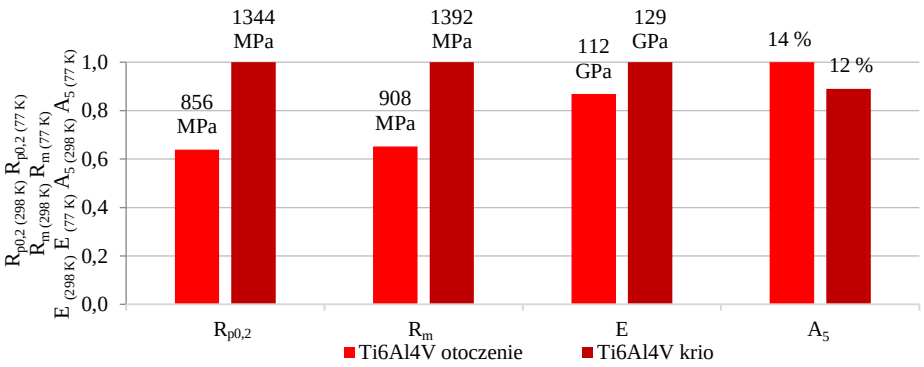
8.2.2. Tytan Ti6Al4V

Już na etapie eksperymentu zaobserwowano, że stop tytanu Ti6Al4V charakteryzuje się zmianą własności mechanicznych w temperaturach

kriogenicznych. Różnice te, dla uśrednionych wartość uzyskanych podczas prób przedstawiono w tabeli 8.4. Wyniki badań zdecydowano się przedstawić również w formie graficznej w sposób normalizowany do 1 (rys. 8.6).

Tabela 8.4. Różnice pomiędzy uśrednionymi wartościami uzyskanymi podczas monotonicznej próby rozciągania tytanu Ti6Al4V w warunkach otoczenia i kriogenicznych

materiał	$\overline{R_{p0,2}}$	$\overline{R_m}$	$\overline{E}$	$\overline{A_5}$
	MPa	MPa	GPa	%
Ti6Al4V otoczenie (298 K)	858,5	907,9	111,7	13,6
Ti6Al4V krio (77 K)	1344,2	1392,4	128,6	12,1
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_{77\ K}-X_{298\ K})/X_{298\ K}$, %, gdzie X: R_m, $R_{p0,2}$, E, A5			
różnica %	$\Delta R_{p0,2}$	ΔR_m	ΔE	ΔA_5
	56,6	53,4	15,1	-11,0



Rys.8.6. Porównanie własności statycznych stopu tytanu Ti6Al4V w warunkach otoczenia i kriogenicznych

Podobnie jak w poprzednim przypadku, dla warunków kriogenicznych nastąpił znaczny wzrost wybranych własności mechanicznych stopu tytanu Ti6Al4V za wyjątkiem wydłużenia przy zerwaniu. Korzystając z zależności 8.2 obliczono, że umowna granica wytrzymałości opisywanego materiału w warunkach kriogenicznych wzrosła średnio o 53,4 %, podobnie jak wartość umownej granicy plastyczności, która wzrosła o ponad 56%. W odróżnieniu od AA2519 w warunkach otoczenia wydłużenie przy zerwaniu było dłuższe niż w warunkach kriogenicznych. Okazało się, że w 77K cecha ta zmniejszyła się o 11%. Należy zaznaczyć, że sztywność tytanu również uległa zmianie. Moduł Younga wzrósł o nieco mniejszą wartość niż w przypadku aluminium, a zmiana średniej wartości wynosiła 15,1 %.

Wykluczając wydłużenie przy zerwaniu można stwierdzić, że warunki kriogeniczne również wpływają pozytywnie na statyczne własności stopu Ti6Al4V.

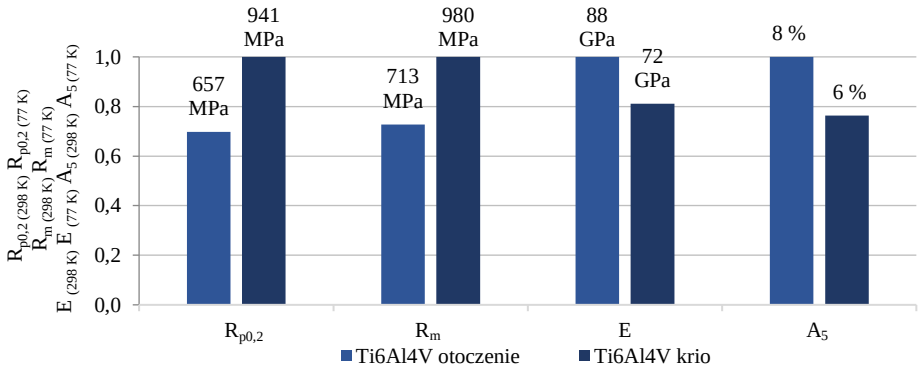
Otrzymane wyniki świadczą o tym, że materiały bazowe nie wykazują wyraźnej graniczy plastyczności. We wszystkich próbach stwierdzono niewielkie w porównaniu do rzędu wielkości mierzonych wartości, rozproszenia wyników wokół średniej, wyrażone odchyleniem standardowym. Wytrzymałość na rozciąganie stopu aluminium jest wyższa niż niektórych gatunków stali węglowych. Dodatkowo obydwa materiały, charakteryzują się występowaniem strefy plastycznej.

8.2.3. Materiał warstwowy Al – Ti

Dla materiału warstwowego również obliczono różnicę, pomiędzy własnościami mechanicznymi wyznaczonymi w warunkach otoczenia i kriogenicznych. Wyniki opisywanych analiz przedstawiono w tabeli 8.5. Normalizowane do jedynki dane w postaci ilustracji prezentujące opisywane różnice, zamieszczono na rysunku 8.7.

Tabela 8.5. Porównanie uśrednionych własności statycznych, materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia i kriogenicznych

materiał	$\overline{R_{p0,2}}$	$\overline{R_m}$	$\overline{E^*}$	$\overline{A_5}$
	MPa	MPa	GPa	%
Al - Ti otoczenie (298 K)	656,8	713,1	87,78	7,86
Al - Ti krio (77 K)	940,8	980,3	71,2	6
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_{77\ K}-X_{298\ K})/X_{298\ K}$, %, gdzie X: R_m, $R_{p0,2}$, E, A5			
różnica %	$\Delta R_{p0,2}$	ΔR_m	ΔE	ΔA_5
	43,2	37,5	-18,9	-23,7



Rys.8.7. Porównanie własności statycznych, materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia i kriogenicznych

Materiał warstwowy również uległ umocnieniu w temperaturze kriogenicznej. Średnia wartość doraźnej wytrzymałości przy rozciąganiu wzrosła z 713 MPa do 980 MPa co daje wzrost o 37,5%. Umowna granica plastyczności również uległa zwiększeniu o 43,2%. Pewnego rodzaju wyjątkiem w odniesieniu

do materiałów bazowych, jest zjawisko spadku modułu sprężystości podłużnej oraz wydłużenia przy zerwaniu, dla materiału warstwowego w warunkach kriogenicznych. Zmiana pierwszej z opisywanych wartości wynosiła 18.9% Spadek drugiej z nich, został zaobserwowany w przypadku tytanu, jednak zmiana wskutek obniżenia temperatury nie była aż tak gwałtowna. Opisywana wartość dla materiału warstwowego w warunkach kriogenicznych spadła o niecałe 24%. W rozpatrywanym przypadku, podobnie jak dla materiałów bazowych, wystąpiło małe rozproszenie wyników wyrażone odchyleniem standardowym z próby. Największe różnice w odniesieniu do rzędu wielkości otrzymanych wartości dotyczyły wartości modułu Younga.

8.3. ANALIZA PORÓWNAWCZA ODPORNOŚCI NA PĘKANIE MATERIAŁU WARSTWOWEGO I MATERIAŁÓW BAZOWYCH

8.3.1. Krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń

W odróżnieniu od analizy własności statycznych, niektórych wielkości charakterystycznych dla liniowo – sprężystej mechaniki pękania, nie da się ze sobą wprost porównać. Wynika to z różnic pomiędzy początkowymi długościami pęknięcia. Widoczne jest to szczególnie, dla wartości sił P_Q oraz P_{max}. Wartości tych cech, które zaprezentowano w niniejszym opracowaniu nie mogą być traktowane bezpośrednio, jako własności materiałowe. Powinny być traktowane jedynie, jako cecha porównawcza. Należy zaznaczyć, że w przypadku stopu aluminium AA2519 wartość K_Q potraktowano na równi z krytyczną wartością współczynnika intensywności naprężeń K_{IC} rozumianą jako odporność na kruche pękanie.

Procentową różnicę wartości odporności na pękanie, pomiędzy badanymi materiałami, wyznaczano z zależności matematycznej:

$$\Delta X = \frac{(X_{(W)} - X_{(N)})}{X_{(W)}} \cdot 100\% \tag{8.3}$$

gdzie:

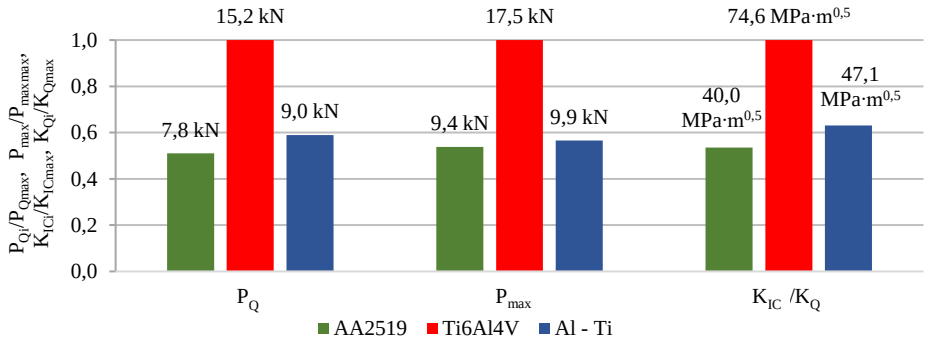
X – K_{IC}, K_Q, P_Q, $P_{max.}$

8.3.1.1 Warunki otoczenia

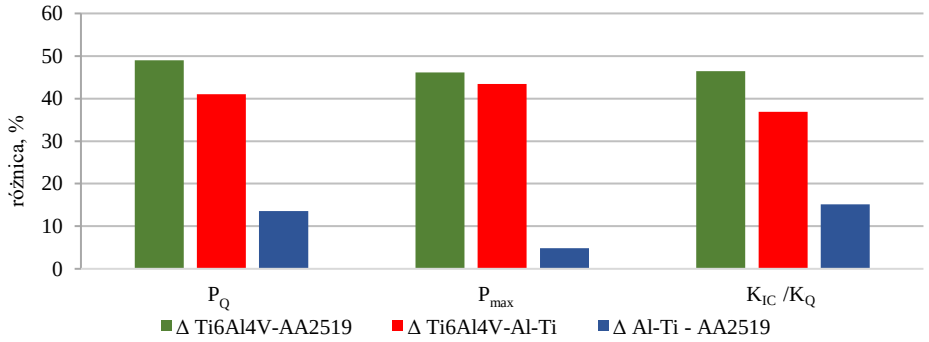
Wybrane własności charakteryzujące odporność na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym dla wszystkich badanych materiałów oraz ich porównanie, opracowane dla warunków otoczenia, zaprezentowano w tabeli 8.6, natomiast graficzne przedstawienie otrzymanych wyników, znajduje się na rysunku 8.8. Różnicę pomiędzy wybranymi własnościami z zakresu mechaniki pękania, dla opisywanych materiałów przedstawia rysunek 8.9.

Tabela 8.6. Porównanie wybranych własności materiałowych charakterystycznych dla liniowo – sprężystej mechaniki pękania dla analizowanych materiałów

materiał	$\overline{P_Q}$	$\overline{P_{max}}$	$\overline{K_{IC}}/\overline{K_Q}$
	kN	kN	MPa*m^{0,5}
AA2519	7,8	9,4	40,0
Ti6Al4V	15,2	17,5	74,6
Al – Ti	9,0	9,9	47,1
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_W-X_N)/X_W$, % gdzie X: K_{IC}, K_Q, P_Q, P_{max}		
Ti6Al4V (W), AA2519 (N)	49,0	46,2	46,4
Ti6Al4V (W), Al – Ti (N)	41,0	43,4	36,9
Al – Ti (W), AA2519 (N)	13,5	4,8	15,1



Rys. 8.8. Normalizowane do jedynki porównanie wybranych własności materiałowych, określających odporność materiału na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym



Rys. 8.9. Różnice pomiędzy wybranymi własnościami, charakterystycznymi dla liniowo – sprężystej mechaniki pękania, pomiędzy wszystkimi materiałami

Stop tytanu Ti6Al4V, oprócz najwyższej wytrzymałości statycznej, okazał się materiałem najbardziej odpornym na kruche pękanie. W opisywanym zakresie był on niemal 37 % wytrzymalszy od materiału warstwowego i o niespełna 47 %

bardziej odporny na kruche pękanie od AA2519. Wykazywał również największą siłę niszczącą podczas monotonicznej próby rozciągania próbek CT z wcześniej wygenerowanym pęknięciem zmęczeniowym. Wartość odczytanej siły P_{max} w tytanie, była większa od tych zarejestrowanych podczas badań pozostałych materiałów o ponad 40%.

Odporność na kruche pękanie materiału warstwowego Al – Ti oraz stopu aluminium AA2519 była na podobnym poziomie. Przekłada się to również na podobne średnie wartości pozostałych wykazanych w zestawieniu cech. Kompozyt okazał się bardziej wytrzymały, jednak z punktu widzenia samej odporności na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym, różnica w odniesieni do stopu aluminium wynosiła zaledwie 5 %.

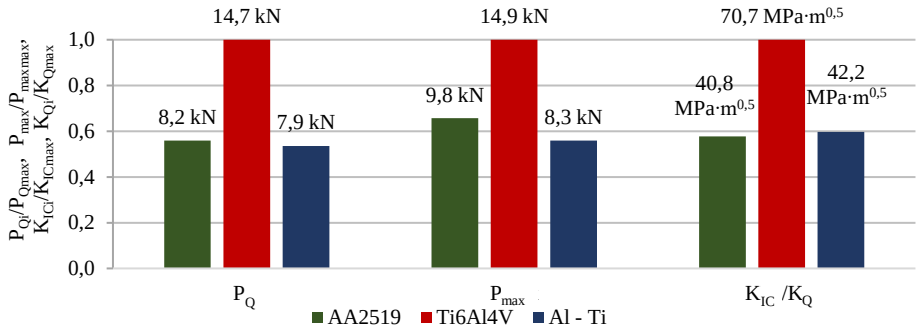
Pomimo, iż tytan Ti6Al4V jako materiał pojedynczy, charakteryzuje się wyższą odpornością na pękanie, to na podstawie przeprowadzonych badań można stwierdzić, że wchodząc w skład materiału warstwowego, jego wpływ na tą własność materiałową kompozytu AA2519 – AA1050 – Ti6Al4V jest ograniczony obecnością pozostałych stopów aluminium.

8.3.1.2 Warunki kriogeniczne

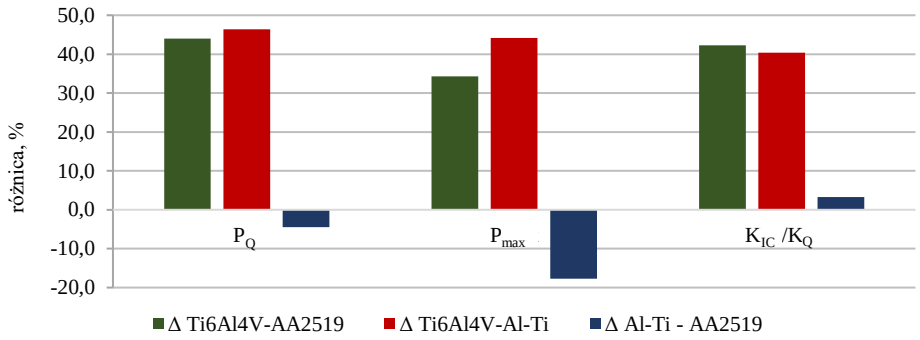
Podobnie jak w poprzednim rozdziale, porównano ze sobą wybrane własności charakterystyczne dla liniowo – sprężystej mechaniki pękania wszystkich analizowanych materiałów, ale dla warunków kriogenicznych. Wyniki tych analiz, zaprezentowano w tabeli 8.7. Graficzne ukazanie prezentowanych w tabeli wartości stałych materiałowych, przedstawiono na rysunku 8.10, a różnic pomiędzy nimi na rysunku 8.11.

Tabela 8.7. Porównanie wybranych własności materiałowych, charakterystycznych dla liniowo – sprężystej mechaniki pękania dla analizowanych materiałów badanych w warunkach kriogenicznych

materiał	$\overline{P_Q}$	$\overline{P_{max}}$	$\overline{K_{IC}}/\overline{K_Q}$
	kN	kN	MPa*m^{0,5}
AA2519	8,23	9,76	40,81
Ti6Al4V	14,70	14,86	70,73
Al – Ti	7,88	8,30	42,19
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_W-X_N)/X_W$, % gdzie X: K_{IC}, K_Q, P_Q, P_{max}		
Ti6Al4V (W), AA2519 (N)	44,0	34,3	42,3
Ti6Al4V (W), Al – Ti (N)	46,4	44,2	40,3
Al – Ti (W), AA2519 (N)	-4,4	-17,7	3,3



Rys. 8.10. Normalizowane do 1 porównanie wybranych własności materiałowych, określających odporność materiału na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym



Rys. 8.11. Różnice pomiędzy wybranymi własnościami charakterystycznymi dla liniowo – sprężystej mechaniki pękania pomiędzy wszystkimi materiałami

Zarówno w warunkach otoczenia jak i w warunkach kriogenicznych, stop tytanu charakteryzował się największą odpornością na pękanie spośród badanych materiałów. Wykazywał również największą siłą niszcząca próbkę CT podczas wyznaczania K_{IC}. Jego odporność na pękanie była większa od stopu aluminium i materiału warstwowego o ponad 40%, podobnie jak w przypadku pozostałych wykazanych cech.

Pomimo, iż w warunkach kriogenicznych wartość K_{IC} wyznaczona dla materiału warstwowego była większa niż ta, wyznaczona dla aluminium, to wartość sił P_Q i P_{max} dla materiału Al – Ti była odpowiednio o 4,4% i 17,7% niższe niż w przypadku lżejszego z materiałów bazowych. Świadczy to jednoznacznie o słuszności stwierdzenia postawionego w początkowym akapicie rozdziału 8.

W rozpatrywanym przypadku, odporność na kruche pękanie AA2519 i Al – Ti znajduje się na podobnym poziomie, a różnica pomiędzy poszczególnymi materiałami wynosi średnio około 3%.

8.3.2. Krytyczna wartość całki J

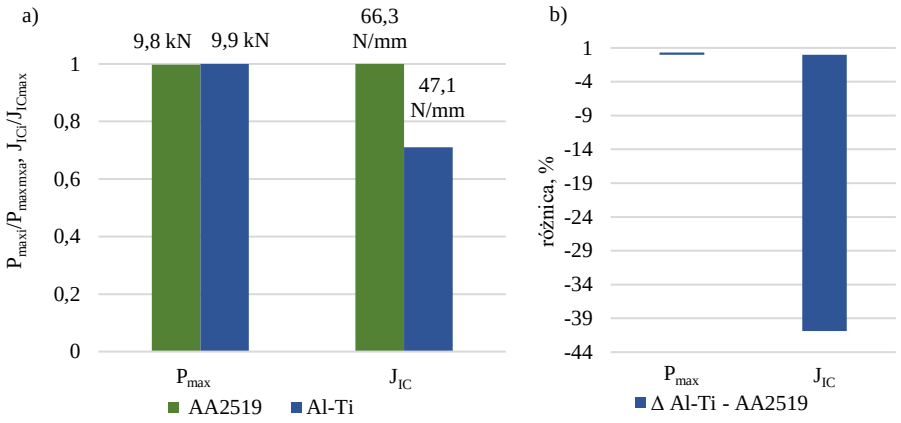
Zgodnie z tym, co wykazano w rozdziale 7.3 odporność na pękanie dla stopu aluminium AA2519 i materiału warstwowego Al – Ti w zakresie sprężysto – plastycznym były zróżnicowane. Aby określić zakres tych różnic, posłużono się zależnością matematyczną 8.1 z tą różnicą, że jako $X_{(W)}$ oznaczono wybrane własności mechaniczne dla materiału warstwowego, natomiast jako $X_{(N)}$ określono własności aluminium AA2519.

8.3.2.1. Warunki otoczenia

Porównanie odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznym stopu aluminium AA2519 i materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia przedstawiono w tabeli 8.8, a otrzymane wyniki w formie graficznej zostały zaprezentowane na rysunku 8.12.

Tabela 8.8. Porównanie odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznych materiału warstwowego Al – Ti i stopu aluminium AA2519

materiał	$\overline{P_{max}}$	$\overline{J_{IC}}$	temperatura badań
	kN	N/mm	
AA2519 (N)	9,85	66,33	otoczenie
Al-Ti (W)	9,9	47,1	otoczenie
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_W-X_N)/X_W$, % gdzie X: P_{max}, J_{IC}		
Δ Al-Ti - AA2519, %	0,3	-40,9	



Rys. 8.12. Analiza wyników badań odporności na pękanie metodą całki J, a) normalizowane do 1 wybrane własności materiałowe, b) różnice procentowe pomiędzy wyznaczonymi wartościami

W wyniku badań jednoznacznie określono, że stop aluminium AA2519 charakteryzuje się większą odpornością na pękanie w zakresie sprężysto –

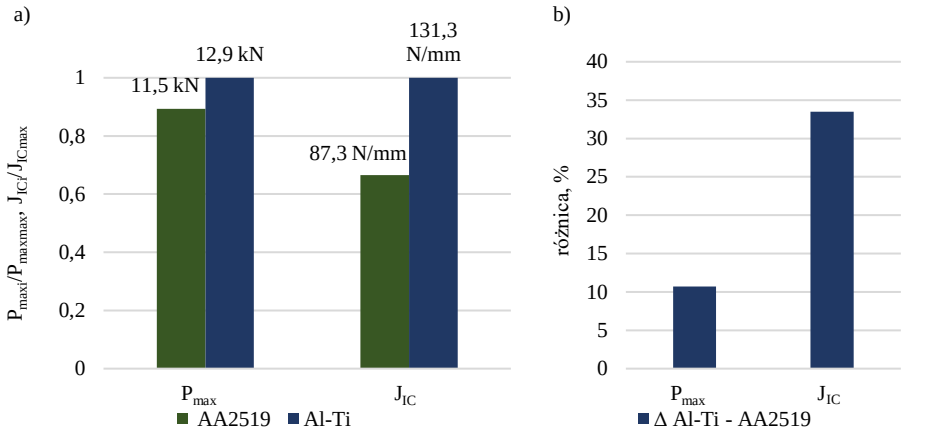
plastycznym niż materiał warstwowy Al – Ti, a różnica pomiędzy tymi materiałami wynosiła ponad 40%. Nie można tego powiedzieć o średniej wartości siły P_{max} zarejestrowanej podczas cykli obciążania i odciążania próbki w trakcie eksperymentu. Procentowa wartość, która stanowiła różnicę pomiędzy materiałami dotycząca tego parametru nie przekraczała 1%.

8.3.2.2. Warunki kriogeniczne

Różnice pomiędzy krytyczną wartością całki J opracowane podczas badań odporności na plastyczne pękanie w warunkach kriogenicznych materiału warstwowego Al – Ti oraz stopu aluminium AA2519 przedstawiono w tabeli 8.9. Graficzne przedstawienie opisywanych wyników badań oraz różnic pomiędzy poszczególnymi materiałami zaprezentowano na rysunku 8.13.

Tabela 8.9. Porównanie odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznych materiału warstwowego Al – Ti i stopu aluminium AA2519

materiał	$\overline{P_{max}}$	$\overline{J_{IC}}$	temperatura badań
	kN	N/mm	
AA2519 (N)	11,48	87,33	krio
Al-Ti (W)	12,9	131,3	krio
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_W-X_N)/X_W$, % gdzie X: P_{max}, J_{IC}		
Δ Al-Ti - AA2519 %	10,7	33,5	



Rys.8.13. Porównanie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie metodą całki J, a) normalizowane do 1 wybrane własności materiałowe, b) różnice procentowe pomiędzy wyznaczonymi wartościami

Odporność na nieliniowe pękanie analizowanych materiałów w warunkach kriogenicznych jest różna od tej w warunkach otoczenia.

W opisywanym przypadku większą wartość J_{IC} wykazuje materiał warstwowy, a jej wartość średnia wynosi ponad 131 N/mm. Wyznaczona

empirycznie krytyczna wartość całki J stopu aluminium AA2519 była o 33,5% różna od materiału warstwowego i wynosiła 87,3% N/mm.

Wartość średniej siły maksymalnej, zarejestrowanej podczas eksperymentu przeprowadzanego na próbce wykonanej z AA2519 była odmienna od tej uzyskanej podczas badań materiału warstwowego o niecałe 11%, a wartość większa została zarejestrowana dla kompozytu.

8.4. WPŁYW TEMPERATURY NA ODPORNOŚĆ NA PĘKANIE ANALIZOWANYCH MATERIAŁÓW

8.4.1. Krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń

8.4.1.1. Aluminium AA251

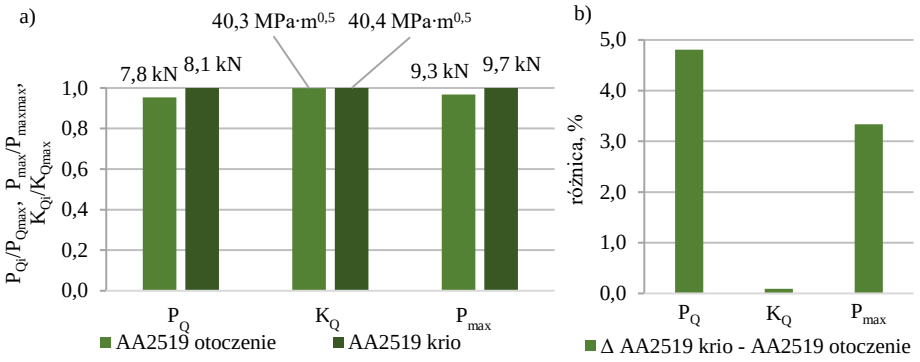
Uśrednione wyniki badań odporności na pękanie, metodą krytycznego współczynnika intensywności naprężeń stopu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia, wraz z wybranymi wartościami charakterystycznymi, zestawiono w tabeli 8.10. Tabela zawiera porównanie wyników dla tego samego materiału, ale badanego w różnych warunkach temperaturowych.

Różnicę procentową pomiędzy wartościami wyznaczono z zależności 8.2, przy czym za *X* przyjęto: P_Q, K_Q, P_{max}, K_{IC}, P_{max}/P_Q.

Prezentowany wzór został wykorzystany podczas wyznaczania różnic procentowych dla wszystkich analizowanych materiałów. Graficzne przedstawienie różnic wykazanych w tabeli, zaprezentowano na ilustracji 8.14.

Tabela 8.10. Zestawienie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie dla stopu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia i kriogenicznych

oznaczenie	$\overline{P_Q}$	$\overline{K_Q}$	$\overline{P_{max}}$	$\overline{P_{max}} / \overline{P_Q}$
	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	kN	N/N
AA2519 otoczenie	7,77	40,33	9,34	1,20
AA2519 krio	8,14	40,36	9,65	1,19
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_{77\,K}-X_{298\,K})/X_{298\,K}$, %, gdzie X: P_Q, K_Q, P_{max}			
różnica %	ΔP_Q	ΔK_Q	ΔP_Q	$\Delta P_{max}/P_Q$
	4,8	0,1	3,3	-1,4



Rys.8.14. Porównanie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie metodą krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń, a) normalizowane do jedynki wybrane własności materiałowe, b) różnice procentowe pomiędzy wyznaczonymi wartościami

Różnice pomiędzy odpornościami na pękanie w zakresie liniowo – sprężystym wyznaczonymi w warunkach otoczenia i warunkach kriogenicznych dla AA2519 są niewielkie. Zasadnicza rozbieżność wystąpiła w wartości siły P_Q. W warunkach kriogenicznych, średnia wartość uzyskanej siły była wyższa o niespełna 5 %. Wartości średnie sił maksymalnych P_{max} zarejestrowanych podczas badań różniły się od siebie o 3,3%, przy czym wartość wzrosła dla badań przeprowadzonych w 77 K. Zauważono, że tendencja wzrostu wartości maksymalnej siły miała podobny charakter, jak w badaniach statycznych, jednak trudno te wartości porównywać. W badaniu odporności na kruche pękanie występuje ostry karb w którym następuje spiętrzenie naprężeń. Największą wątpliwość budzi średnia wartość ilorazu P_{max}/P_Q ponieważ w obu przypadkach wartość ta jest większa od 1,1 co stanowi podstawę do odrzucenia tej miary, jako odpowiedniej dla tego materiału. Z tego względu postanowiono posługiwać się pojęciem wartości obliczeniowej K_Q, a określenie miary odporności na pękanie poprzez K_{IC} w opisywanym przypadku zaniechać. Porównując ze sobą otrzymane wartości K_Q można stwierdzić, że warunki kriogeniczne nie wpłynęły na opisywaną wielkość. Należy jednak zwrócić uwagę na zjawisko zmiany (spadku) wartości ilorazu P_{max}/P_Q w warunkach kriogenicznych. Świadczy to o zmianie charakteru pękania na zbliżony do kruchego.

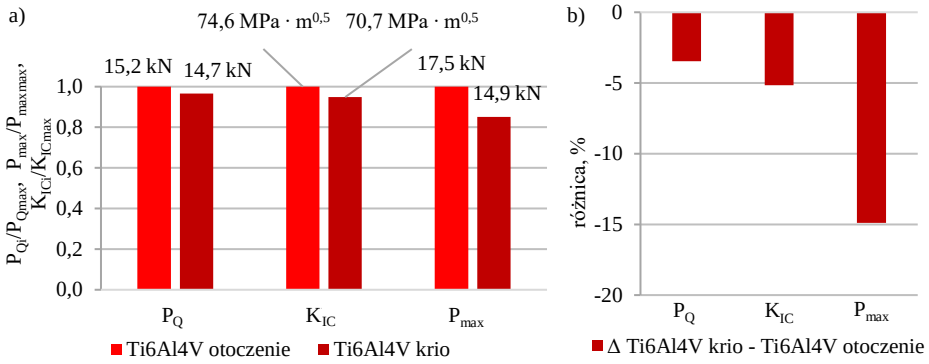
Analizując wyniki otrzymane dla poszczególnych próbki, wartość opisywanego ilorazu niekiedy spełnia wymogi normy [7] dotyczącą kruchego pękania, jednak w przypadku badań wyłącznie w temperaturze otoczenia, należy skłaniać się do innego sposobu opisu (innej miary) odporności materiału na pękanie.

8.4.1.2. Tytan Ti6Al4V

Podobnie jak w przypadku stopu aluminium w tabeli 8.11 zestawiono wyniki badań odporności na pękanie stopu tytanu Ti6Al4V w identycznej konfiguracji jak poprzednio. Graficzne przedstawienie wyników znajduje się na rysunku 8.15. Różnice pomiędzy poszczególnymi wartościami obliczono z zależności 8.2.

Tabela 8.11. Zestawienie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie metodą krytycznego współczynnika intensywności naprężeń dla stopu tytanu Ti6Al4V w warunkach otoczenia i kriogenicznych

oznaczenie	$\overline{P_Q}$	$\overline{K_Q}$	$\overline{P_{max}}$	$\overline{K_{IC}}$	$\overline{P_{max}}$ / $\overline{P_Q}$
	kN	MPa·m^{0,5}	kN	MPa·m^{0,5}	N/N
Ti6Al4V otoczenie	15,23	74,58	17,46	74,58	1,14
Ti6Al4V krio	14,70	70,73	14,86	70,73	1,01
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_{77\,K}-X_{298\,K})/X_{298\,K}$, %, gdzie X: P_Q, K_Q, K_{IC} P_{max}				
różnica %	ΔP_Q	ΔK_Q	ΔP_{max}	ΔK_{IC}	$\Delta P_{max}/P_Q$
	-3,5	-5,2	-14,9	-5,2	-11,4



Rys.8.15. Porównanie uśrednionych wyników badań, odporności na pękanie metodą krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń, a) normalizowane do jedynki wybrane własności materiałowe, b) różnice procentowe pomiędzy wyznaczonymi wartościami

Biorąc pod uwagę wszystkie otrzymane wyniki, to w warunkach kriogenicznych, każda z wyznaczonych wartości spadła. Największa zmiana wystąpiła przy wartości siły P_{max}, ponieważ przy obniżonych temperaturach spadła o 14,9 %. Naturalną konsekwencją tego jest zmniejszenie się wartości ilorazu P_{max}/P_Q, jednak w tym przypadku spadek nie był aż tak gwałtowny. Wartość wspomnianego ilorazu świadczy o tym, że badanie odporności na pękanie stopu tytanu za pomocą krytycznego współczynnika intensywności naprężeń jest właściwe, szczególnie gdy weźmiemy pod uwagę warunki

kriogeniczne. Opisywane warunki, spowodowały ponad 5 % spadek odporności na kruche pękanie opisywanego stopu.

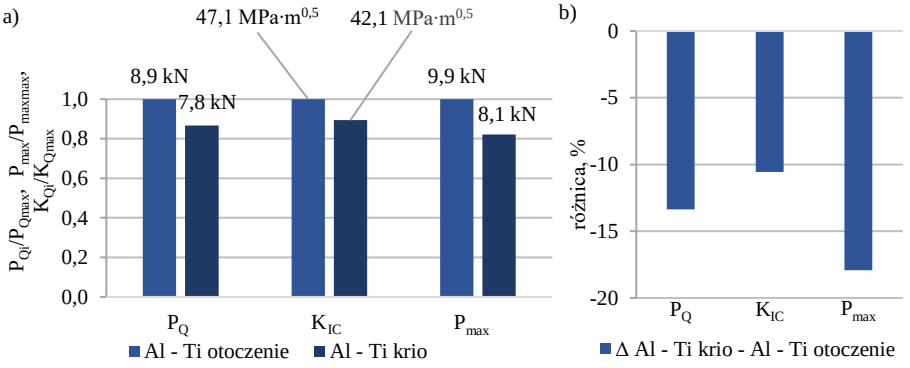
Niewielka wartość stosunku P_{max}/P_Q oraz sam charakter przebiegu krzywej podczas wyznaczania odporności na pękanie, zadecydowały o uznaniu parametru K_Q za odporność na pękanie stopu tytanu Ti6Al4V w zakresie liniowo – sprężystym K_{IC}.

8.4.1.3. Materiał warstwowy Al – Ti

Kluczowym z punktu widzenia niniejszej pracy, jest wyznaczenie oraz analiza odporności na pękanie materiału warstwowego, powstałego wskutek zgrzewania wybuchowego wcześniej zanalizowanych materiałów. W tabeli 8.12 zestawiono porównanie procentowe wyników badań odporności na kruche pękanie materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia i kriogenicznych. Wybrane uśrednione wartości normalizowane do jedynki, wraz z procentowym porównaniem tych własności zaprezentowano na rysunku 8.16. Różnice procentowe zostały wyliczone na podstawie zależności matematycznej 8.2.

Tabela 8.12. Zestawienie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie metodą krytycznego współczynnika intensywności naprężeń, materiału warstwowego Al – Ti dla warunków otoczenia i kriogenicznych

oznaczenie	$\overline{P_Q}$	$\overline{K_Q}$	$\overline{P_{max}}$	$\overline{K_{IC}}$	$\overline{P_{max}} / \overline{P_Q}$
	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	kN	$MPa \cdot m^{0,5}$	N/N
Al - Ti otoczenie	8,98	47,08	9,88	47,08	1,10
Al - Ti krio	7,78	42,11	8,11	42,11	1,04
porównywane materiały	różnica, $\Delta X=(X_{77\,K}-X_{298\,K})/X_{298\,K}$, %, gdzie X: P_Q, K_Q, K_{IC}, P_{max}				
różnica %	ΔP_Q	ΔK_Q	ΔP_{max}	ΔK_{IC}	$\Delta P_{max}/P_Q$
	-13,36	-10,56	-17,91	-10,56	-5,42



Rys.8.16. Porównanie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie, metodą krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń, a) normalizowane do jedynki wybrane własności materiałowe, b) różnice procentowe pomiędzy wyznaczonymi wartościami

Podczas wyznaczania odporności na kruche pękanie materiału warstwowego, nastąpił spadek wartości wszystkich wykazanych cech. Największą zmianę zaobserwowano dla P_{max} bowiem średnia wartość siły maksymalnej zarejestrowana podczas eksperymentu, spadła o 18%. Naturalnie wartość siły P_Q również zmalała, ale o nieco mniejszą wartość wynoszącą średnio około 13,4 %. Wartość ilorazu P_{max}/P_Q w warunkach kriogenicznych uległa spadkowi o 5,4 % co świadczy o kruchym charakterze pękania. Należy zwrócić uwagę na niemal taką samą wartość siły maksymalnej oraz siły wyznaczanej konstrukcyjnie dla warunków kriogenicznych. Wartość ilorazu dla opisywanych warunków temperaturowych wynosi 1,04. Na podstawie dokonanych obliczeń i analiz można uznać, iż stosowanie krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń, jako miary odporności na pękanie dla materiału warstwowego Al – Ti jest właściwe.

Otrzymane wyniki badań materiału warstwowego są zdecydowanie bardziej zbliżone do wyników stopu aluminium, wliczając w to maksymalną wartość siły, uzyskaną podczas eksperymentu. Początkowo stwierdzono, że mogło to wynikać ze znacznych różnic w długości wstępnego pęknięcia zmęczeniowego, jednak po późniejszej weryfikacji przełomów próbek okazało się, że poprzez zastosowanie układu opisanego w rozdziale 5, uzyskano bardzo podobne wartości długości pęknięcia zmęczeniowego.

Sama wartość krytycznego współczynnika intensywności naprężeń jest niższa niż w przypadku stopu tytanu i wynosi odpowiednio 47,08 $MPa \cdot m^{0,5}$ dla warunków otoczenia, oraz 42,11 $MPa \cdot m^{0,5}$ dla warunków kriogenicznych. Oznacza to ponad 10 % spadek tej stałej materiałowej wskutek działania obniżonych temperatur. Stop tytanu potraktowany jako materiał jednorodny, charakteryzuje się większą odpornością na kruche pękanie, jednak zastosowanie go, jako jednego z elementów składających się na materiał warstwowy nie powoduje proporcjonalnego wzrostu odporności na pękanie kompozytu, a ostatecznie przyjmuje on własności zbliżone do materiału o mniejszej odporności na pękanie.

Spadek wartości siły maksymalnej jaką zarejestrowano podczas monotonicznego rozciągania materiału warstwowego ze wstępną szczeliną zmęczeniową, odbywającego się komorze klimatycznej wypełnionej ciekłym azotem, można wyjaśnić pojawieniem się naprężeń wewnętrznych, wynikających z różnego współczynnika rozszerzalności cieplnej. Efekt ten spotęgowany jest dodatkowo wzrostem kruchości materiałów analizowanej poprzez stosunek P_{max}/P_Q, spowodowanych bardzo niską temperaturą.

8.4.2. Krytyczna wartość całki J

8.4.2.1. Aluminium AA2519

Uśrednione wyniki badań odporności na pękanie w warunkach otoczenia i w warunkach kriogenicznych metodą całki J dla stopu aluminium AA2519

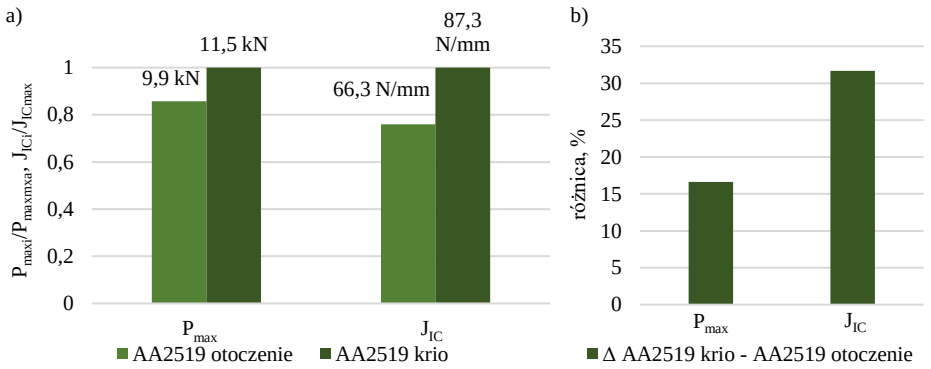
zostały przedstawione w tabeli 8.13. Umieszczono w niej również procentowe różnice, pomiędzy wartościami uzyskanymi w warunkach otoczenia i w warunkach kriogenicznych, wyliczone zgodnie z zależnością:

$$\Delta J = \frac{(J_{(77)} - J_{(293)})}{J_{(293)}} \cdot 100\% \tag{8.4}$$

Przedstawienie różnic pomiędzy odpornością na pękanie tego materiału w zakresie nieliniowo sprężystym, dla dwóch warunków temperaturowych normalizowanych do 1 przedstawiono na rysunku 8.17.

Tabela 8.13. Zestawienie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie metodą krytycznej wartości całki J stopu AA2519 w warunkach otoczenia i kriogenicznych

oznaczenie	$\overline{P_{max}}$	$\overline{J_{IC}}$	cykle P_{max}
	kN	N/mm	Ilość
AA2519 otoczenie	9,85	66,33	8
AA2519 krio	11,48	87,33	16
porównywane materiały	różnica, $\Delta J=(J_{77\ K}-J_{298\ K})/J_{298\ K}$, %		
różnica %	ΔP_{max}	ΔJ_{IC}	
	16,6	31,7	



Rys.8.17. Porównanie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie metodą krytycznej wartości całki J, a) normalizowane do jedynki wybrane własności materiałowe, b) różnice procentowe pomiędzy wyznaczonymi wartościami

Warunki kriogeniczne diametralnie wpłynęły na odporność na pękanie w zakresie nieliniowo – sprężystym analizowanego materiału. Krytyczna wartość całki J w temperaturze 77 K, była o ponad 31 % wyższa, niż w przypadku warunków otoczenia. Znaczny przyrost był widoczny również, dla wartości siły maksymalnej zarejestrowanej podczas badań. Jej zmiana nie była tak gwałtowny jak w przypadku stałej materiałowej J_{IC} i wyniósła średnio 16,6 %. W odniesieniu

do własności statycznych, wzrost odporności na pękanie w zakresie nieliniowo – sprężystym można utożsamić ze zwiększeniem się wytrzymałości statycznej analizowanego materiału wykazanym w rozdziale 6 niniejszej pracy. Przyjmując, że część sprężystą wartości całki J można wyrazić wzorem:

$$J_{el} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} \tag{8.5}$$

gdzie:

ν – ułamek Poisson,
E – moduł sprężystości podłużnej,
K – współczynnik intensywności naprężeń.

a współczynnik intensywności naprężeń wyraża się poprzez:

$$K_i = \frac{P_i}{(BB_N W)^{1/2}} f(a_i/W) \tag{8.6}$$

gdzie:

P_i – siła w i – tym cyklu obciążenia próbki,
B – szerokość próbki,
$f(a/W)$ – funkcja wielomianowa,
W – wymiar charakterystyczny próbki,

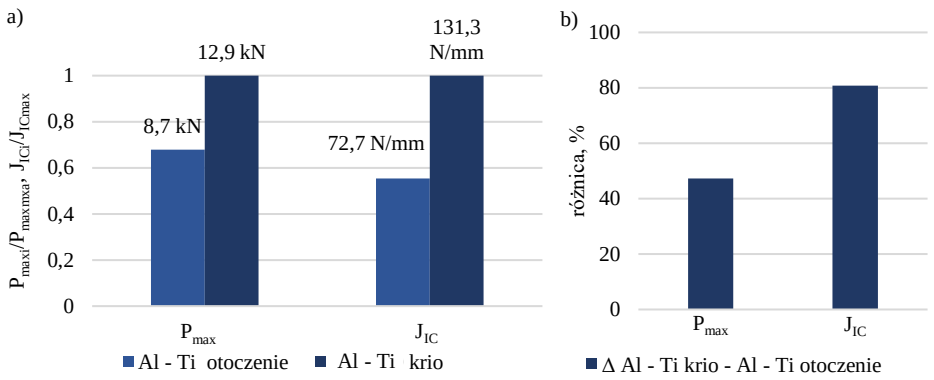
to punktowy wzrost wartości siły dla warunków kriogenicznych w każdym cyklu obciążenie – odciążenie charakterystycznym dla metody podatności, spowoduje punktowy wzrost współczynnika intensywności naprężeń w każdym z i – tych punktów pomiarowych. To z kolei przekłada się bezpośrednio na wzrost poszczególnych wartości sprężystej składowej całki J. W formie graficznej można przedstawić to jako przesunięcie się względem osi odciętych punktowych wartości całki J na wykresie J – Δa. Należy zaznaczyć, że na ostateczny punkt przecięcia linii konstrukcyjnej z krzywą potęgową, mają wpływ również inne własności mechaniczne, jednak siła zarejestrowana podczas badań ma znaczenie kluczowe.

8.4.2.2. Materiał warstwowy Al – Ti

Analogicznie jak w poprzednim przypadku, porównano wyniki odporności na pękanie materiału warstwowego Al – Ti w zakresie sprężysto – plastycznym dla obu rozpatrywanych temperatur. Wyniki analiz przedstawiono w formie tabelarycznej (tab. 8.14) i w formie graficznej (rys. 8.18). Obliczenie przeprowadzono zgodnie z zależnością 8.4.

Tabela 8.14. Zestawienie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie metodą wyznaczania krytycznej wartości całki J dla materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia i kriogenicznych

oznaczenie	$\overline{P_{max}}$	$\overline{J_{IC}}$	Cykle P_{max}
	kN	N/mm	ilość
Al - Ti otoczenie	8,73	72,67	6
Al - Ti krio	12,86	131,33	13
porównywane materiały	różnica, $\Delta J=(J_{77\ K}-J_{298\ K})/J_{298\ K}$, %		
różnica %	ΔP_{max}	ΔJ_{IC}	
	47,24	80,73	



Rys.8.18. Porównanie uśrednionych wyników badań odporności na pękanie metodą krytycznej wartości całki J, a) normalizowane do jedynki wybrane własności materiałowe, b) różnice procentowe pomiędzy wyznaczonymi wartościami

Podobnie jak dla stopu aluminium AA2519 tak w przypadku kompozytu wartość zarejestrowanej siły P_{max} oraz odporność na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznym znacznie wzrosły. W przypadku zarejestrowanej siły wartość ta zmieniła się o niemal 50%, natomiast sama odporność na pękanie wzrosła o niespełna 81%. Przyrost opisywanej miary można uzasadnić analogicznie jak w przypadku samego aluminium, jednak należy zaznaczyć, że stosunek przyrostu siły do zmiany odporności na pękanie nie jest jednakowy w rozpatrywanych przypadkach.

Celem dokonania analizy obydwu miar odporności na pękanie, postanowiono porównać wartości wyznaczone doświadczalnie z tymi otrzymanymi obliczeniowo. Zakładając, że w liniowo – sprężystej mechanice pękania koncepcja całki J jest tożsama z prędkością uwalniania energii, to zależność pomiędzy krytycznym współczynnikiem intensywności naprężeń, a krytyczną wartością całki J można opisać w postaci [47]:

$$K_{IC(Q)_o} = \sqrt{\frac{E_T J_{IC}}{1-\nu^2}} \tag{8.7}$$

gdzie:

$K_{IC(Q)o}$ – wyznaczona obliczeniowo wartość współczynnika intensywności naprężeń,
ν – liczba Poissona,
E_T – moduł sprężystości podłużnej o wartości zgodnej z warunkami temperaturowymi.

Zestawienie wyników obliczeń dokonanych na podstawie zależności 8.7 dla stopu aluminium w warunkach otoczenia i kriogenicznych wraz z procentową różnicą pomiędzy wartością otrzymaną, a oczekiwaną przedstawiono w tabeli 8.15. Należy zaznaczyć, że w przypadku aluminium zamiast parametru K_{IC} wykorzystano wartość K_Q. Różnice procentowe wyznaczono przyjmując za punkt odniesienia wartość wyznaczoną w eksperymencie zgodnie z zależnością:

$$\Delta K_{IC_{(O-D)}} = \frac{\left(K_{IC(Q)_D} - K_{IC(Q)_O}\right)}{K_{IC(Q)_D}} \cdot 100\% \tag{8.8}$$

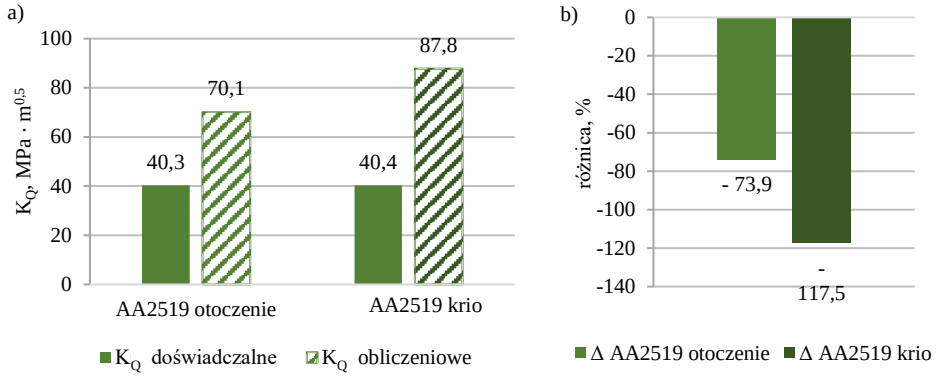
gdzie:

$K_{IC(Q)D}$ – wyznaczona doświadczalnie krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń.

Wyniki przedstawianych obliczeń w formie graficznej zostały przedstawione na rysunku 8.19. Obszar wypełniony gradientem prezentuje wartość K_Q obliczoną analitycznie.

Tabela 8.15. Porównanie wartości krytycznego współczynnika intensywności naprężeń wyznaczonego doświadczalnie i obliczeniowo stopu AA2519 dla warunków otoczenia i kriogenicznych

oznaczenie	K_Q doświadczalne	J_{IC} doświadczalne	K_Q obliczeniowe	ΔK_Q	$\Delta K_{Q(O-D)}$
	$MPa \cdot m^{0,5}$	N/mm	$MPa \cdot m^{0,5}$	$MPa \cdot m^{0,5}$	%
AA2519 otoczenie	40,33	66,33	70,15	-29,82	-73,94
AA2519 krio	40,36	87,33	87,79	-47,42	-117,48



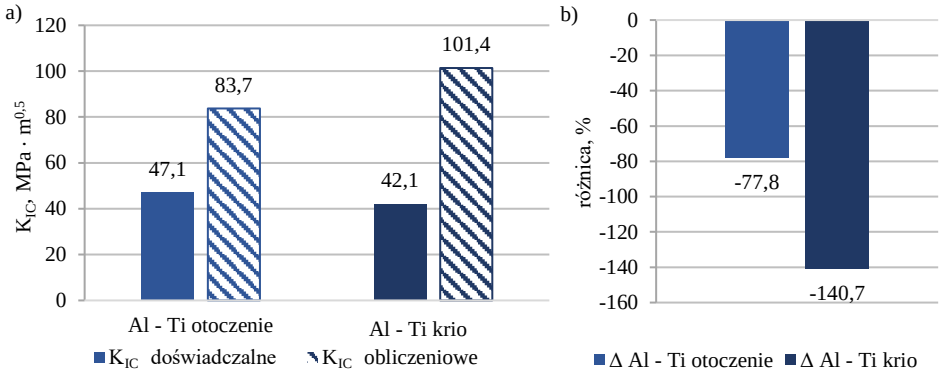
Rys. 8.19. Krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń, a) porównanie wartości uzyskanych empirycznie i analitycznie, b) procentowe różnice pomiędzy wyznaczonymi wartościami

Jak wynika z zestawienia zawartego w tabeli 8.15 pomiędzy wartościami obliczeniowymi, a eksperymentalnymi występuje znaczna różnica. Jest ona zdecydowanie większa dla warunków kriogenicznych i wynosi niespełna 120 %. Niestety zaprezentowany model matematyczny nie pozwala nawet na wstępne oszacowanie wartości parametru K_Q, podczas wyznaczania odporności na pękanie. Może być to wynikiem tego, że jak wcześniej wykazano, stopu AA2519 nie należy opisywać miarami charakterystycznymi dla liniowo – sprężystej mechaniki pękania.

W przypadku materiału warstwowego postąpiono analogicznie jak dla AA2519. Tak więc w tabeli 8.16 porównano ze sobą wartości K_{IC} dla tych, uzyskanych eksperymentalnie i tych obliczonych za pomocą zależności 8.7. Również w tym przypadku wykonano graficzne przedstawienie uzyskanych wartości, które zaprezentowano na rysunku 8.20.

Tabela 8.16. Porównanie wartości krytycznego współczynnika intensywności naprężeń wyznaczonego doświadczalnie i obliczeniowo, materiału warstwowego Al – Ti dla warunków otoczenia i kriogenicznych

oznaczenie	K_{IC} doświadczalne	J_{IC} doświadczalne	K_{IC} obliczeniowe	ΔK_{IC}	$\Delta K_{IC(O-D)}$
	MPa·$m^{0,5}$	N/mm	MPa·$m^{0,5}$	MPa·$m^{0,5}$	%
Al – Ti otoczenie	47,08	72,67	83,73	-36,65	-77,84
Al – Ti krio	42,11	131,33	101,37	-59,26	-140,73



Rys. 8.20. Krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń, a) porównanie wartości uzyskanych empirycznie i analitycznie, b) procentowe różnice pomiędzy wyznaczonymi wartościami

W przedstawionym powyżej przypadku, podobnie jak dla stopu aluminium wystąpiły znaczne różnice pomiędzy wartością oczekiwaną, a wartością wyznaczoną w sposób empiryczny. Błąd okazał się większy dla wartości wyliczonej dla warunków kriogenicznych i wynosił on nieco ponad 140%. Dla wartości wyznaczonych w warunkach otoczenia różnica jest nieco mniejsza i wynosi około 78%. W obu rozpatrywanych warunkach temperaturowych różnice pomiędzy wartościami były większe dla materiału warstwowego Al – Ti.

8.5. ANALIZA PRZEŁOMÓW

W celu określenia charakteru pękania próbek CT, ich przełomy poddano analizie mikrostrukturalnej z zastosowaniem skaningowego mikroskopu elektronowego.

Analiza przełomów uzyskanych w monotonicznej próbie rozciągania próbek wiosełkowych została przedstawiona w pracy [26]. W przypadku stopu tytanu wykazała ona mieszany plastyczno-kruchy charakter pękania, przy czym warunki kriogeniczne spowodowały zredukowaną plastyczność przełomu.

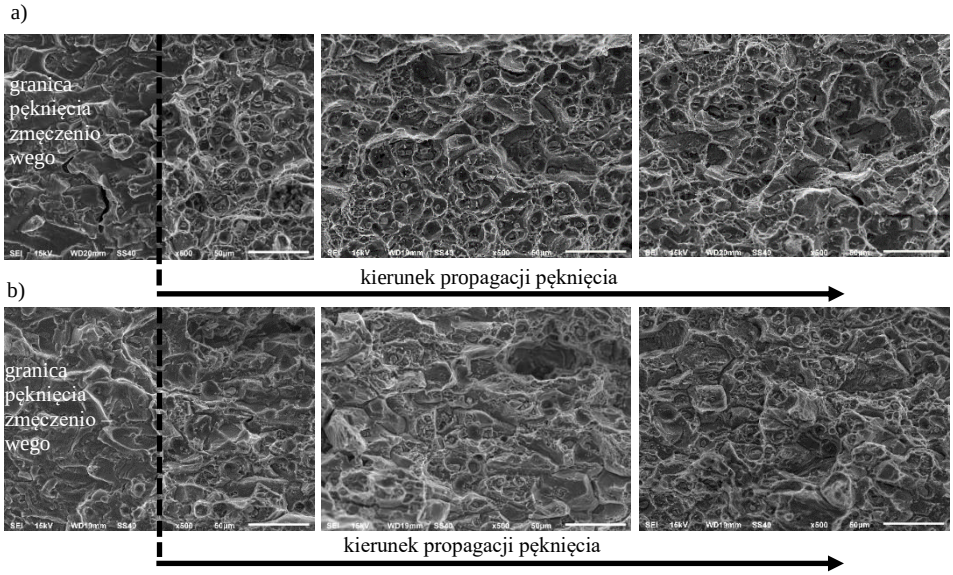
Przełom stopu aluminium wykazywał w ogólności plastyczny charakter, jednak w warunkach kriogenicznych widoczne były także kruche pęknięcia wtórne przebiegające poprzez ziarna. Opisywaną analizę wykonano dla próbek z materiałów litych oraz warstwowego dla obu warunków temperaturowych.

Zdjęcia próbek dla łatwiejszej orientacji wykonywano począwszy od grzbietu próbki, skończywszy na końcowym obszarze pęknięcia zmęczeniowego z krokiem co 2 mm.

Należy zaznaczyć, że analizie poddano cały przełom próbki, jednak w pracy zamieszczono wyłącznie wybrane zdjęcia. Dobrano je tak, aby przedstawiały fragment w okolicy grzbietu, środkowej części oraz obszar tuż przy czole pęknięcia zmęczeniowego próbki.

8.5.1. Aluminium AA2519

Porównanie struktury przełomów próbek CT wykonanych ze stopu aluminium AA2519 badanych w temperaturze otoczenia i kriogenicznej znajduję się na ilustracji 8.21.



Rys. 8.21. Porównanie struktury przełomu próbek CT wykonanych ze stopu aluminium AA2519, a) warunki otoczenia, b) warunki kriogeniczne

W wyniku analizy przełomów stwierdzono występowanie dwóch głównych mechanizmów pękania stopu AA2519 w temperaturze otoczenia i w warunkach kriogenicznych. Polegają one głównie na nukleacji, rozwoju i koalescencji mikropustek oraz pęknięciach międzykrystalicznych [40].

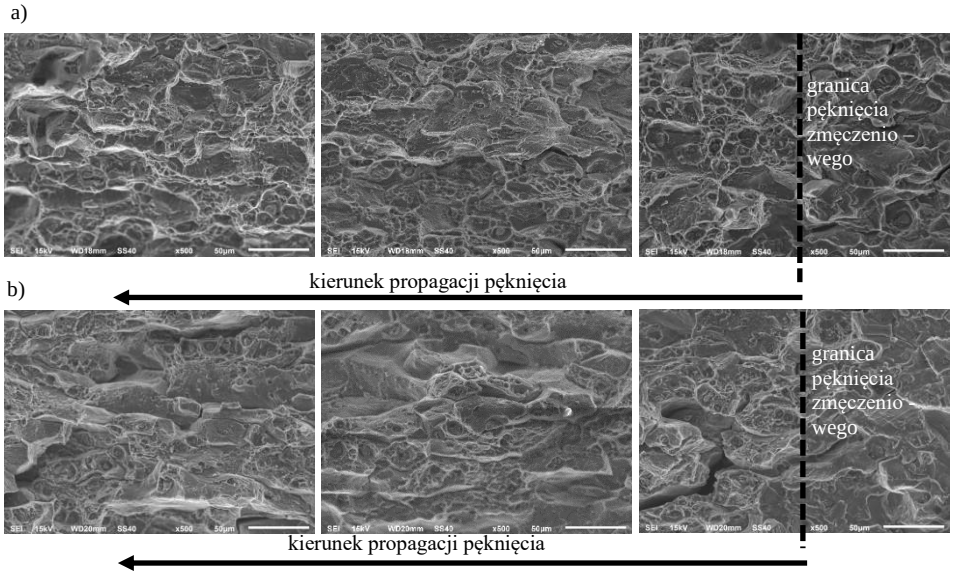
W warunkach otoczenia w całym przełomie dominują duże zagłębienia będące efektem łączenia pustek powstających od dużych nierozpuszczonych cząstek fazy θ. Towarzyszą im zagłębienia średniej wielkości, związane z małymi cząstkami. Pomiędzy zagłębieniami pierwotnymi występują pasma małych pustek (void sheet) pochodzących od cząstek fazy dyspersyjnej, które wzrastają i łączą się w trakcie koalescencji pierwotnych pustek. Najmniej liczną grupę stanowią ciągliwe pęknięcia na granicach ziaren i między ziarnami, objawiające się licznymi, bardzo małymi zagłębieniami na fasetach, obserwowanych na przełomie [56]. Na całej długości pęknięcia rozkład wszystkich typów zagłębień jest zbliżony.

W warunkach kriogenicznych zmniejsza się udział dużych pierwotnych zagłębień na rzecz pęknięć międzykrystalicznych, w szczególności dla początkowej fazy wzrostu pęknięcia, tj. w pobliżu granicy pęknięcia

zmęczeniowego. Przyrostowi długości pęknięcia towarzyszy też wzrost liczby większych zagłębień.

Należy zaznaczyć, że dla warunków kriogenicznych można zaobserwować również poprzeczne pęknięcia w cząstkach fazy θ. Dla warunków otoczenia zjawisko to nie występuje.

Na ilustracji 8.22. przedstawiono zdjęcia przełomów próbki CT dla strony aluminiowej materiału warstwowego Al – Ti zarówno dla warunków otoczenia jak i warunków kriogenicznych.



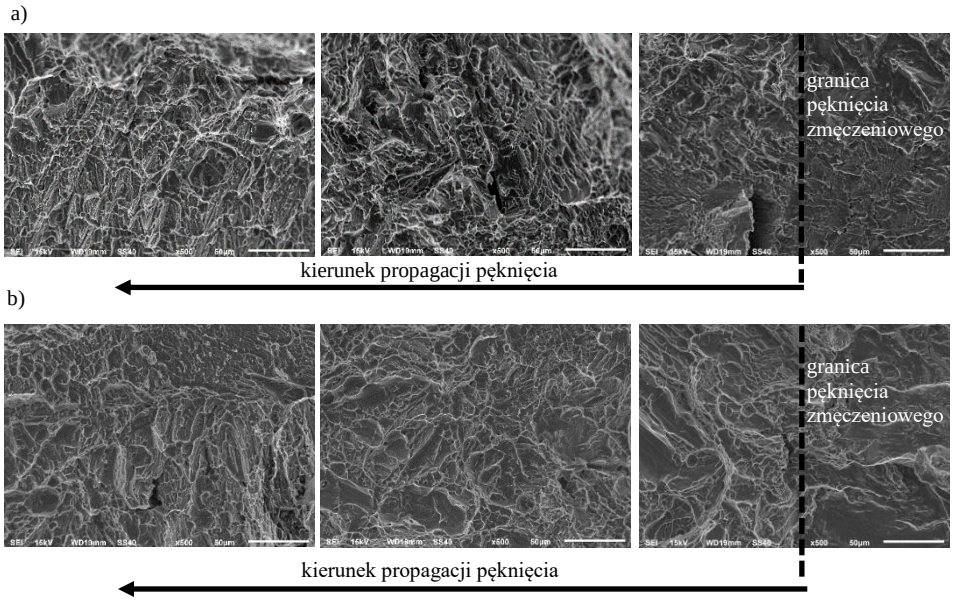
Rys. 8.22. Porównanie struktury przełomu próbek CT wykonanych z materiału warstwowego Al – Ti od strony stopu aluminium AA2519, a) warunki otoczenia, b) warunki kriogeniczne

Charakter przełomu próbek wykonanych z analizowanego materiału bazowego oraz z materiału warstwowego Al – Ti są bardzo podobne. Sama tendencja zmian jakie zachodzą na przełomie począwszy od czoła pęknięcia zmęczeniowego a skończywszy na grzbiecie próbki, jest niemal taka sama. Jedyną różnicą jaką zaobserwowano jest nieco mniejsza ilość pustek określanych w poprzednich akapitach jako największe na korzyść pustek średniej i najmniejszej wielkość. Wiąże się to naturalnie z większą liczbą pęknięć po granicach ziaren.

8.5.2. Tytan Ti6Al4V

Dla stopu tytanu Ti6Al4V również wykonano analizę struktury przełomu próbek CT. W opisywanym przypadku, prezentowane zdjęcia (rys. 8.23)

przedstawiają przegląd obszaru powstałego w efekcie monotonicznej próby rozciągania próbki CT oraz fragment pęknięcia zmęczeniowego.



Rys. 8.23. Porównanie struktury przełomu próbek CT wykonanych ze stopu tytanu Ti6Al4V, a) warunki otoczenia, b) warunki kriogeniczne

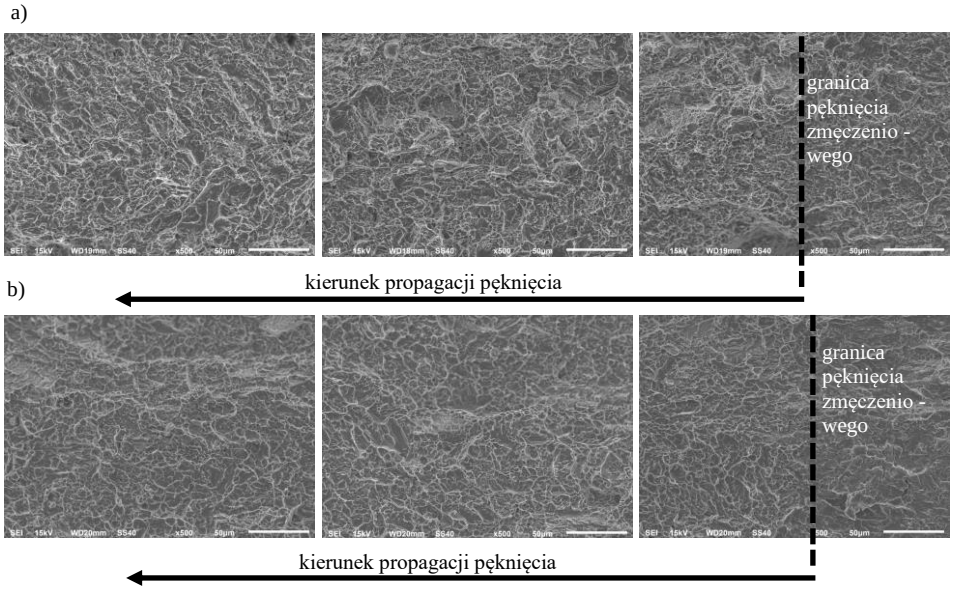
Przełomy próbek materiału Ti6Al4V badanych w warunkach otoczenia i kriogenicznych mają podobny charakter, chodź widoczne są pomiędzy nimi pewne różnice. W obu analizowanych przypadkach przełom wykazuje typową postać dla dwufazowego stopu tytanu Ti6Al4V [5]. Należy zaznaczyć, że w obu warunkach temperaturowych występują obszary wypłaszczone świadczące o pękaniu podobnym do kruchego (quasi kruchym pękaniu). Są one szczególnie widoczne dla 77 K. W obu przełomach występują również płaszczyzny łupliwości (cleavage plane) formowane wokół zagłębień, wypłaszczeń oraz powierzchni powstałych w wyniku opisywanego wcześniej przełomu quasi łupliwego.

Przełomy uzyskane w trakcie badań w warunkach otoczenia są bardziej zróżnicowane topograficznie. Najgwałtowniejszą różnicą w wysokości, są zagłębienia plastyczne będące efektem koalescencji mikropustek, charakterystyczne dla dynamicznych prób rozciągania [5].

Charakter przełomów jest zbliżony na ich całej długości zarówno w przypadku badań w warunkach otoczenia, jak i w warunkach kriogenicznych.

Opisywana analiza jest zgodna z informacjami odnalezionymi podczas analizy literatury z obszaru tematu [53].

Do celów porównawczych na ilustracji 8.24 zestawiono wybrane fragmenty przedstawiające przełom próbki warstwowej, ale po stronie stopu tytanu. Zdjęcia dobrano zgodnie z kryterium opisanym we wcześniejszych akapitach.



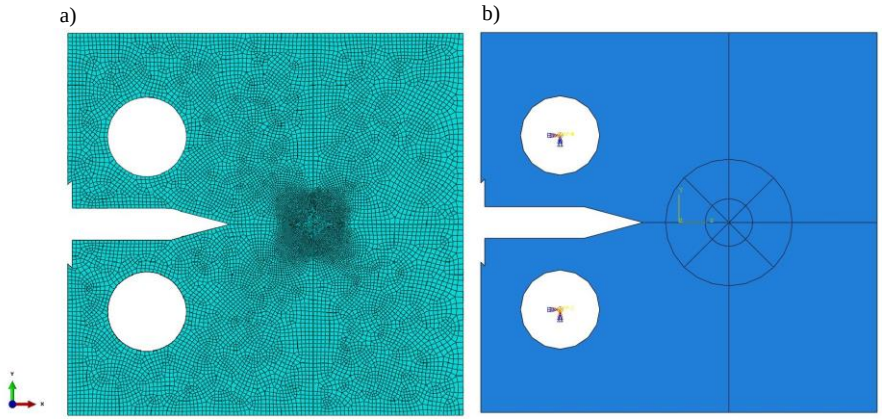
Rys. 8.24. Porównanie struktury przełomu próbek CT wykonanych z materiału warstwowego Al – Ti od strony stopu tytanu Ti6Al4V, a) warunki otoczenia, b) warunki kriogeniczne

W analizowanym przypadku zarówno sam charakter przełomów jak i niewielkie różnice pomiędzy warunkami otoczenia i kriogenicznymi są podobne do tych, wykonanych na próbkach z materiału bazowego. Różnica natomiast dotyczy topografii, bowiem w materiale warstwowym jest ona mniej zróżnicowana i to w obu warunkach temperaturowych.

8.6. ANALIZA ROZKŁADÓW NAPRĘŻEŃ I ODKSZTAŁCEŃ WYZNACZONYCH METODĄ ELEMENTÓW SKOŃCZONYCH W BADANIACH KRYTYCZNEJ WARTOŚCI WSPÓŁCZYNNIKA INTENSYWNOŚCI NAPRĘŻEŃ

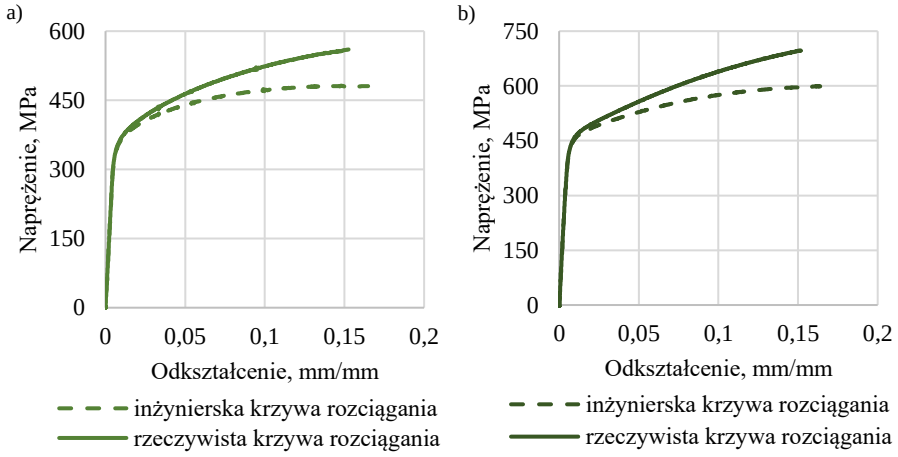
W celu zobrazowania pól mechanicznych w otoczeniu pęknięcia, przeprowadzono ich analizę numeryczną z zastosowaniem modeli materiałowych wyznaczonych dla warunków otoczenia i warunków kriogenicznych. Postanowiono porównać ze sobą przede wszystkim rozkłady naprężeń wyznaczonych w badaniach próbek jednolitych oraz próbek warstwowych dla obydwu materiałów bazowych. Analizie poddano także wpływ warunków kriogenicznych na ich przebiegi.

Model numeryczny został przygotowany zgodnie z informacjami przedstawionymi w rozdziale 6.4.4. Opisaną we wspomnianym rozdziale siatkę podziału oraz warunki brzegowe w formie graficznej przedstawiono na ilustracji 8.25.

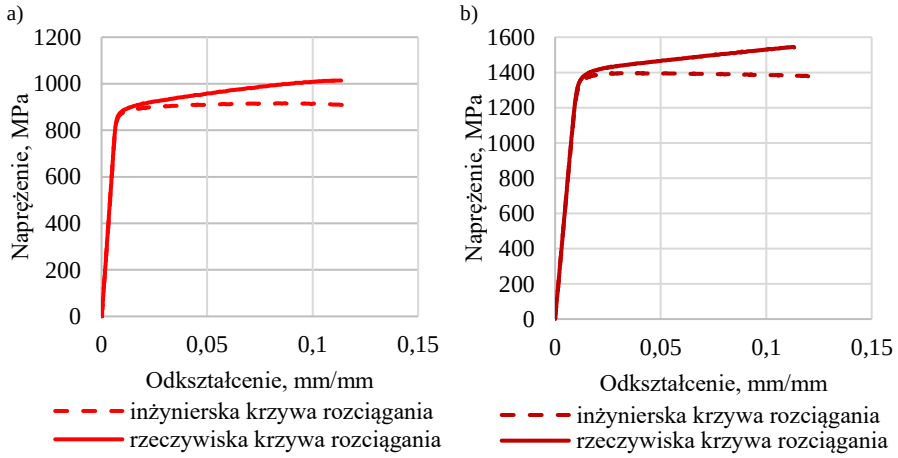


Rys. 8.25. Model próbki CT zastosowany podczas analizy metodą elementów skończonych, a) siatka podziału, b) warunki brzegowe

Krzywe inżynierskie oraz rzeczywiste, na podstawie których opracowano modele materiałowe, wykorzystane podczas analizy numerycznej przedstawiono na rysunku 8.26 dla stopu aluminium oraz 8.27 dla stopu tytanu.



Rys. 8.26. Modele materiałowe opracowane dla stopu aluminium AA2519 wykorzystane podczas analizy numerycznej, a) warunki otoczenia, b) warunki kriogeniczne

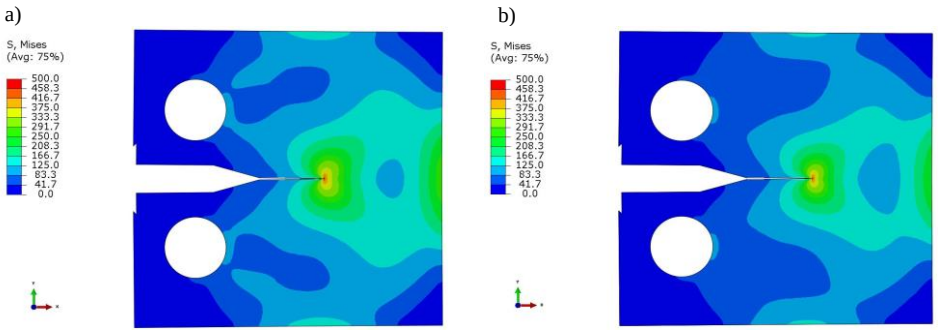


Rys. 8.27. Modele materiałowe opracowane dla stopu tytanu Ti6Al4V wykorzystane podczas analizy numerycznej, a) warunki otoczenia, b) warunki kriogeniczne

Należy zaznaczyć, że siły jakimi obciążano modelowe próbki, stanowiły odpowiednio dobraną, uśrednioną eksperymentalną wartość siły P_Q, wyznaczoną dla każdego z badanych materiałów w obu warunkach temperaturowych. Analizie poddawano rozkłady naprężeń zredukowanych z zastosowaniem hipotezy Hubera – Misesa – Hencky'ego (HMH).

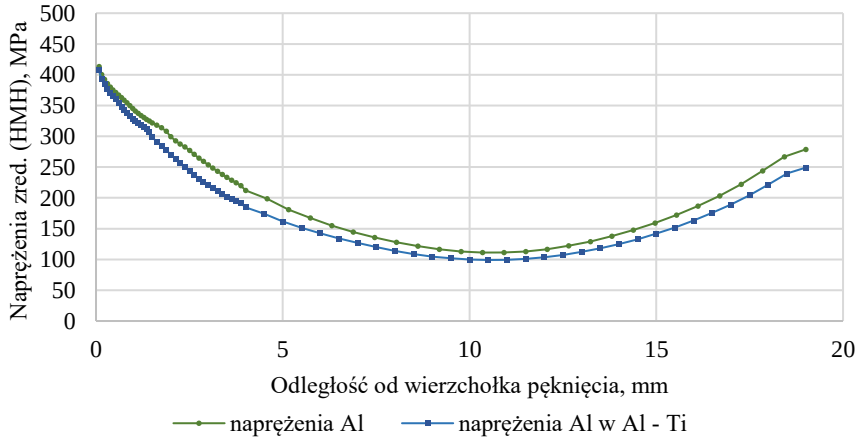
W pierwszej kolejności porównano rozkłady naprężeń i odkształceń wyznaczonych w stopie aluminium. Później natomiast analizie poddano drugi z materiałów bazowych. Tak więc na ilustracji 8.28 zestawiono rozkłady naprężeń

w warunkach otoczenia dla AA2519 i materiału warstwowego Al – Ti po stronnie aluminiowej.



Rys. 8.28. Rozkłady naprężeń wyznaczonych metodą elementów skończonych, obliczonych dla materiału bazowego AA2519 oraz strony aluminiowej materiału warstwowego Al – Ti dla warunków otoczenia, a) materiał lity, b) materiał warstwowy,

Celem szczegółowej analizy rozkładów naprężeń oraz określenia wielkości strefy plastycznej wyznaczono ich rozkłady w minimalnym przekroju próbki (w linii pęknięcia) w funkcji odległości od wierzchołka pęknięcia. Takie zestawienie dla stopu aluminium oraz aluminium w materiale warstwowym dla warunków otoczenia przedstawiono na rysunku 8.29.

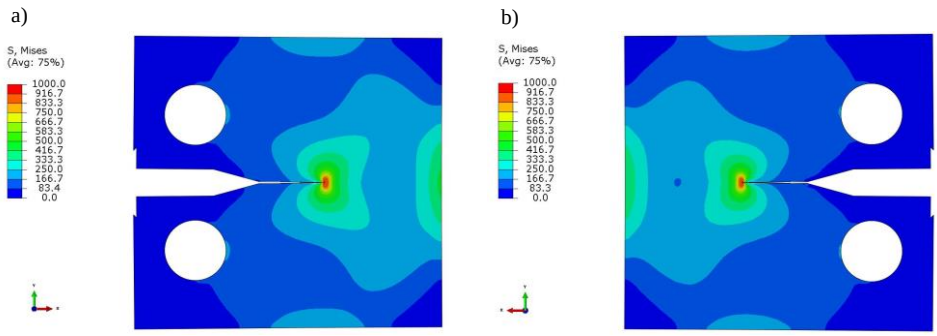


Rys. 8.29. Rozkład naprężeń w funkcji odległości od wierzchołka pęknięcia, wyznaczone dla warunków otoczenia dla stopu AA2519

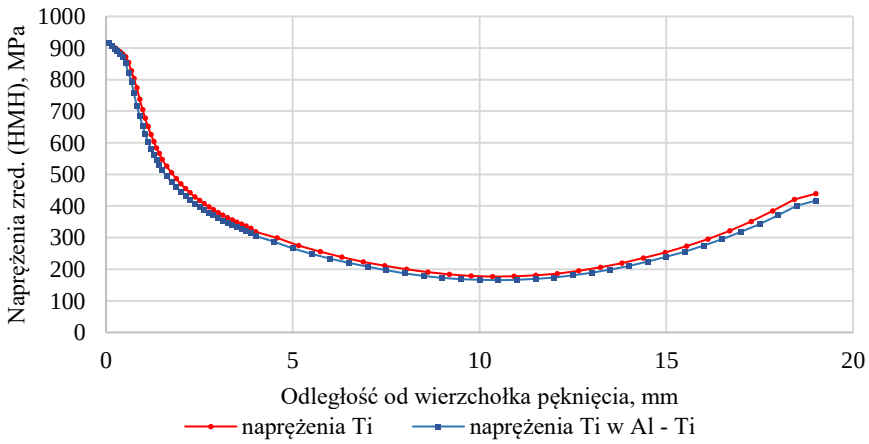
Jak widać na zamieszczonych ilustracjach, porównywane rozkłady naprężeń nie są sobie równe. Długość promienia plastycznego mierzonego w płaszczyźnie pęknięcia, określonego jako rozmiar przekroju, dla którego naprężenia

zredukowane przekraczały granicę plastyczności, w przypadku próbki jednolitej (r_p = 1,87 mm) jest większy niż dla aluminium w materiale warstwowym (r_p = 1,47 mm). Świadczy to o hamowaniu rozwoju stref plastycznych w warstwie aluminium przez warstwę tytanu znajdującą się w materiale warstwowym.

Analogicznie jak w przypadku stopu AA2519, porównanie wyników obliczeń naprężeń wokół wierzchołka pęknięcia dla stopu tytanu Ti6Al4V i materiału warstwowego Al – Ti od strony stopu tytanu zaprezentowano na ilustracji 8.30. Dodatkowo sporządzono wykres, przedstawiający zmiany naprężeń w funkcji odległości od wierzchołka pęknięcia dla stopu Ti6Al4V i części tytanowej materiału warstwowego Al – Ti (rys. 8.31).



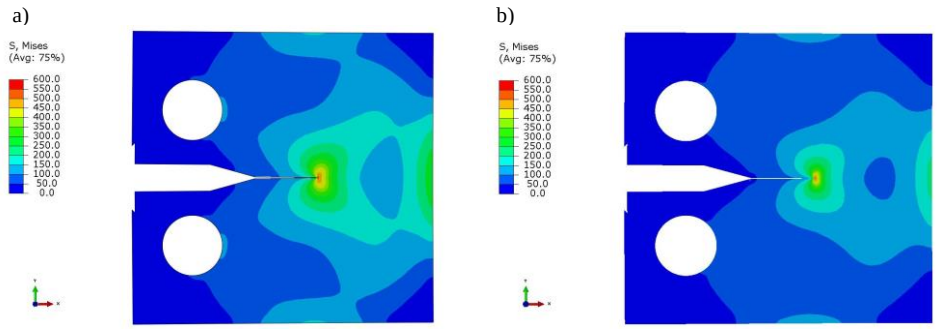
Rys. 8.30. Rozkłady naprężeń wyznaczonych metodą elementów skończonych, obliczonych dla materiału bazowego Ti6Al4V oraz strony tytanowej materiału warstwowego Al – Ti dla warunków otoczenia, a) materiał lity, b) materiał warstwowy



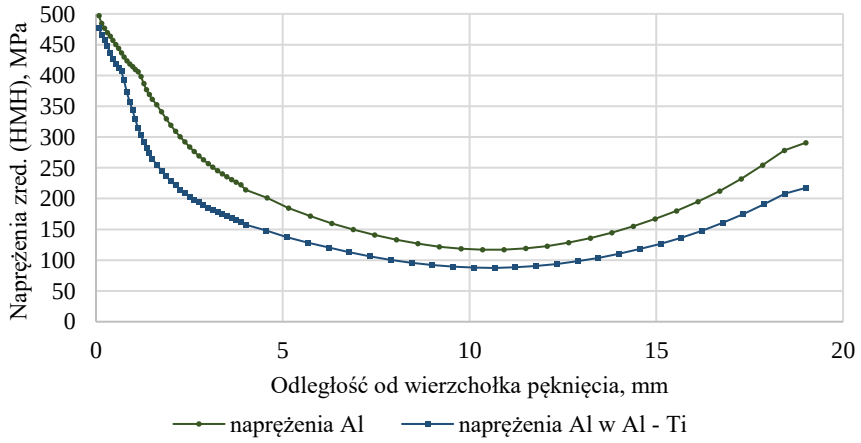
Rys. 8.31. Naprężenia w funkcji odległości od wierzchołka pęknięcia dla warunków otoczenia dla stopu Ti6Al4V

Porównanie wyznaczanych rozkładów pozwala zauważyć, że naprężenia w materiale litym i warstwowym nie różnią się znacząco. Promień odkształceń plastycznych wynoszący około 0,6 mm jest nieco mniejszy dla materiału warstwowego. W pozostałej części prezentowanej zależności linie niemal pokrywają się. Przedstawiony model sugeruje, że umieszczenie warstwy aluminium nie wpływa znacząco na stan naprężeń w materiale warstwowym.

Taką samą analizę rozkładu pól naprężeń w materiale warstwowym, wykonano dla warunków kriogenicznych. Rozkład naprężeń dla stopu AA2519 oraz części aluminiowej w materiale warstwowym znajduje się na ilustracji 8.32, natomiast porównanie wyników obliczeń numerycznych przeprowadzonych dla stopu AA2519 i materiału warstwowego Al – Ti w 77K w formie wykresu umieszczono na ilustracji 8.33.



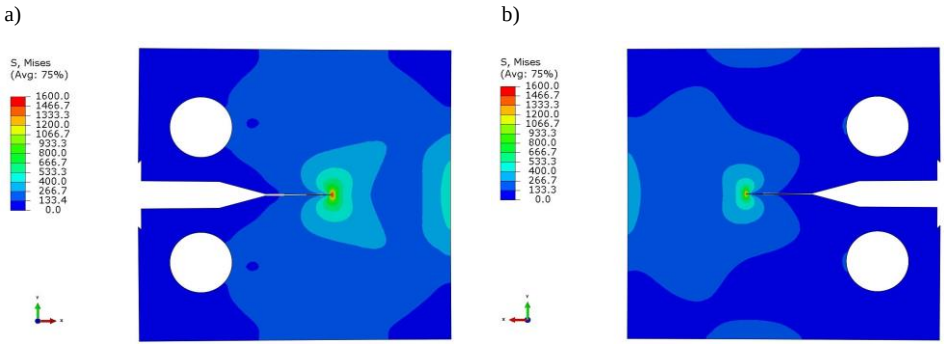
Rys. 8.32. Rozkłady naprężeń wyznaczonych metodą elementów skończonych, obliczonych dla materiału bazowego AA2519 oraz strony aluminiowej materiału warstwowego Al – Ti dla warunków kriogenicznych, a) materiał lity, b) materiał warstwowy



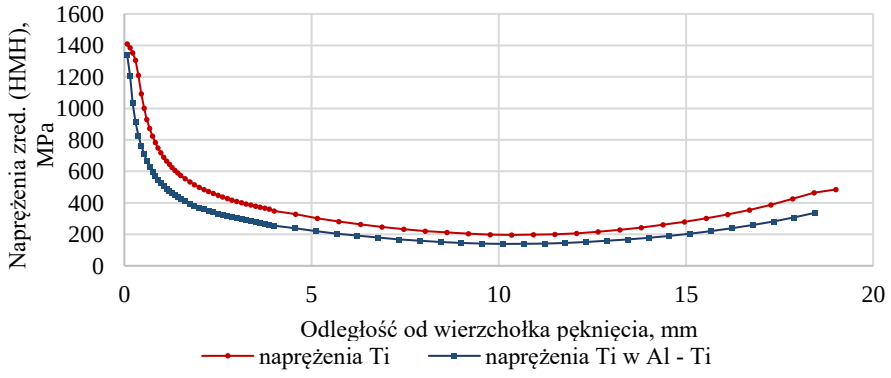
Rys. 8.33. Naprężenia w funkcji odległości od wierzchołka pęknięcia opracowane dla warunków kriogenicznych dla stopu AA2519

Podobnie jak w przypadku warunków otoczenia zarówno naprężenia jak i odkształcenia stopu aluminium w materiale warstwowym Al – Ti są mniejsze, niż w materiale litym. W rozpatrywanym przypadku również wystąpiła wyraźna strefa odkształceń plastycznych, widoczna jako bardziej nachylona linia do osi pionowej część wykresu opisującego naprężenia. Pomimo, iż sama tendencja w odniesieniu do warunków otoczenia zachowała się, to ostatecznie wyznaczona długość promieni plastycznych jest dłuższa niż w przypadku 293 K. Przeprowadzona analiza numeryczna potwierdza, że stop tytanu przejmuje większą część obciążenia, powodując zmniejszenie wielkości pól mechanicznych po stronie aluminiowej materiału warstwowego.

Na ilustracji 8.34 zaprezentowano porównanie rozkładów pól naprężeń opracowanych dla warunków kriogenicznych obliczonych dla stopu tytanu i materiału warstwowego Al – Ti. Wykres zestawiający otrzymane wyniki z płaszczyzny równoległej do płaszczyzny pęknięcia znajduje się na rysunku 8.35.



Rys. 8.34. Rozkłady naprężeń wyznaczonych metodą elementów skończonych, obliczonych dla materiału bazowego Ti6Al4V oraz strony tytanowej materiału warstwowego Al – Ti dla warunków kriogenicznych, a) materiał lity, b) materiał warstwowy

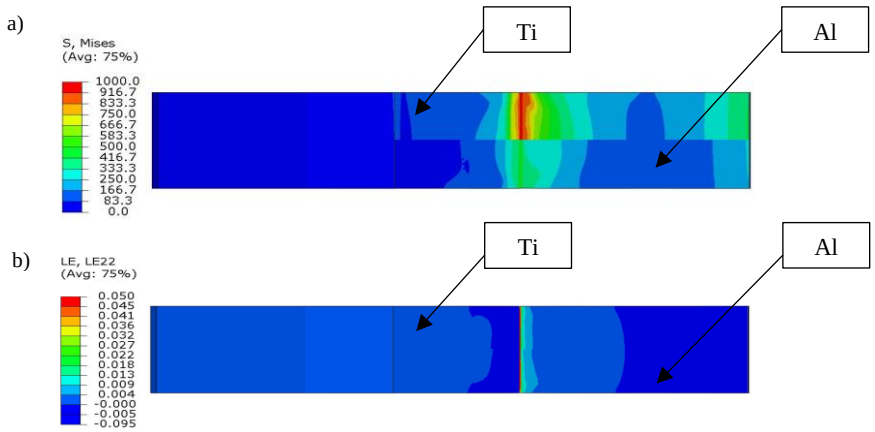


Rys. 8.35. Naprężenia w funkcji odległości od wierzchołka pęknięcia dla warunków kriogenicznych dla stopu Ti6Al4V

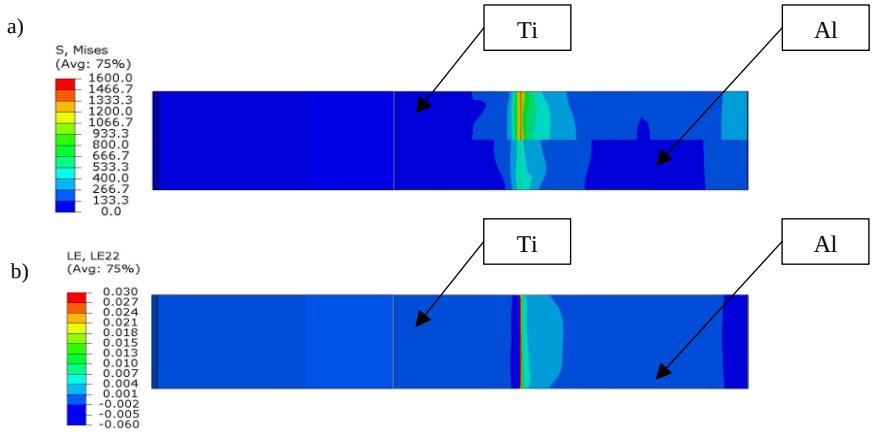
W odróżnieniu od warunków otoczenia, w warunkach kriogenicznych rozkłady naprężeń w próbce litej i w warstwie tytanu w materiale warstwowym nie są takie same. Obniżenie wartości naprężeń w warstwie tytanu w materiale warstwowym można uzasadnić większym udziałem stopu aluminium w przenoszeniu obciążeń, co z kolei wynika z obniżenia jego plastyczności w temperaturze 77K.

Jednocześnie przebieg naprężeń wskazuje na niewielki poziom uplastycznienia stopu tytanu.

Aby zobrazować dysproporcję pomiędzy wielkością pól mechanicznych pomiędzy materiałami bazowymi w materiale warstwowym Al – Ti, przeprowadzono analizę naprężeń i odkształceń w materiale warstwowym w przekroju przeprowadzonym równolegle do linii pęknięcia. Efekt przeprowadzonych analiz dla warunków otoczenia przedstawiono na rysunku 8.36 a dla warunków kriogenicznych na ilustracji 8.37.

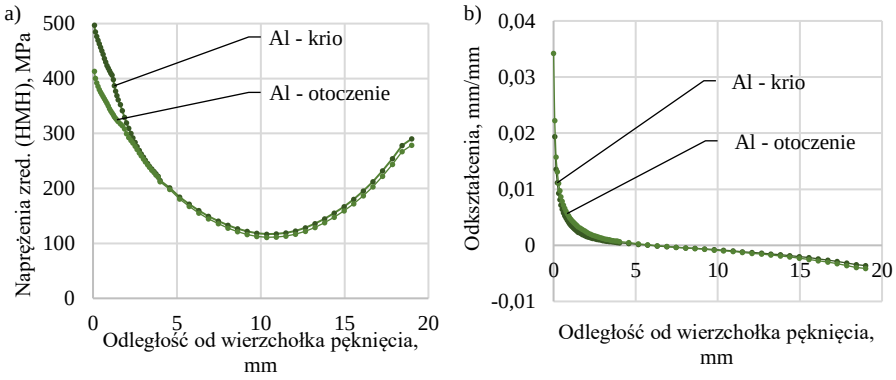


Rys. 8.36. Rozkłady naprężeń i odkształceń w materiale warstwowym Al - Ti w przekroju równoległym do linii pęknięcia opracowane dla warunków otoczenia, a) naprężenia, b) odkształcenia

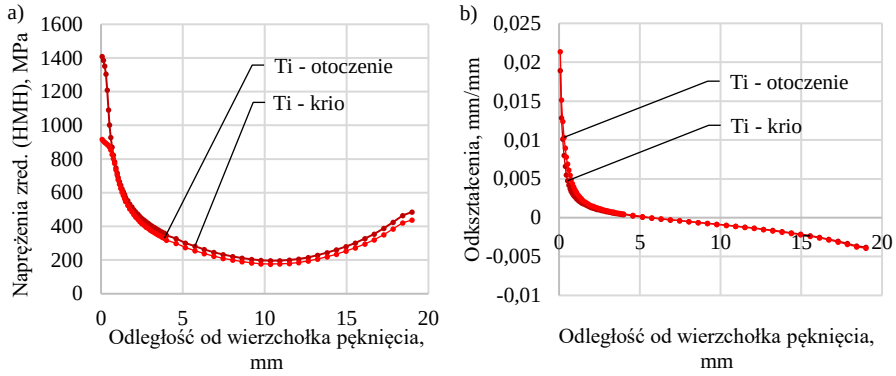


Rys. 8.37. Rozkłady naprężeń i odkształceń w materiale warstwowym Al - Ti w przekroju równoległym do linii pęknięcia opracowane dla warunków kriogenicznych, a) naprężenia, b) odkształcenia

Na podstawie otrzymanych wyników sporządzono wykresy przedstawiające wartości pól mechanicznych w materiałach bazowych, dla obu warunków temperaturowych. Przebiegi wartości naprężeń i odkształceń w funkcji odległości od wierzchołka pęknięcia, opracowane dla stopu aluminium AA2519 przedstawiono na rysunku 8.38. Takie same przebiegi wyznaczono również, dla stopu tytanu Ti6Al4V (rys. 8.39). Należy zaznaczyć, że w rozpatrywanych przypadku wzięto pod uwagę wyłącznie wartości występujące w płaszczyźnie równoległej do zamodelowanego pęknięcia próbki.



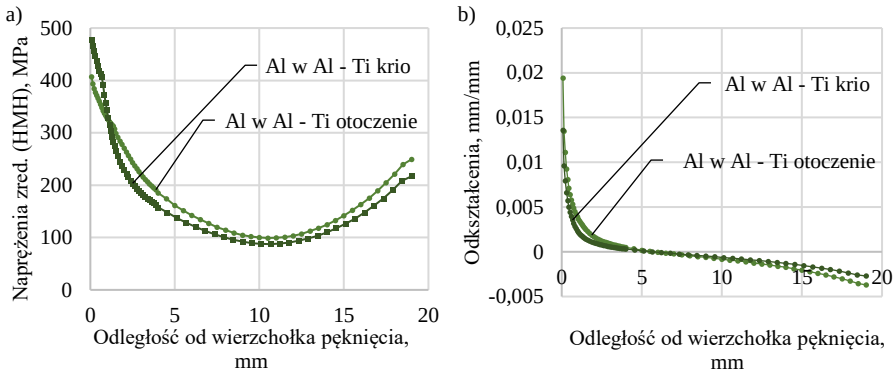
Rys. 8.38. Porównanie pól mechanicznych wyznaczonych dla materiału bazowego AA2519 w warunkach otoczenia i kriogenicznych, a) naprężenia, b) odkształcenia



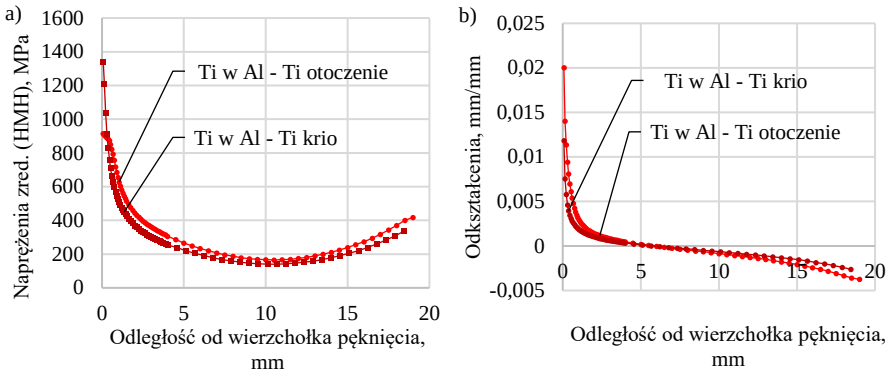
Rys. 8.39. Porównanie pól mechanicznych wyznaczonych dla materiału bazowego Ti6Al4V w warunkach otoczenia i kriogenicznych, a) naprężenia, b) odkształcenia

Jak widać na powyższych ilustracjach warunki kriogeniczne wpływają na wielkości pól mechanicznych wokół wierzchołka pęknięcia dla badanych materiałów. W uogólnieniu można stwierdzić, że temperatura 77 K powoduje zmniejszenie wielkości opisywanych pól. Jest to szczególnie widoczne, dla naprężeń występujących w stopie aluminium.

Dla porównania wpływu warunków kriogenicznych na wielkości pól mechanicznych w stopie tytanu i stopie aluminium, ale w materiale warstwowym, również przeprowadzono analizę odkształceń i naprężeń równolegle do płaszczyzny pęknięcia. Tak więc na rysunku 8.40 przedstawiono porównanie wielkości pól mechanicznych dla części aluminiowej materiału warstwowego Al – Ti w warunkach otoczenia, a na rysunku 8.41 zaprezentowano takie samo porównanie, ale dla części tytanowej omawianego w pracy kompozytu.



Rys. 8.40. Porównanie wielkości pól mechanicznych po stronie aluminiowej materiału warstwowego Al – Ti, a) naprężenia, b) odkształcenia



Rys. 8.41. Porównanie wielkości pól mechanicznych po stronie tytanowej materiału warstwowego Al – Ti, a) naprężenia, b) odkształcenia

Wskutek oddziaływania temperatur kriogenicznych, wielkości pól mechanicznych w poszczególnych materiałach bazowych, wchodzących w skład materiału warstwowego Al - Ti również uległy zmianie. Co więcej, sam charakter tych zmian jest tożsamy z tymi jakie wystąpiły dla materiałów litych. W obu rozpatrywanych przypadkach otoczenie ciekłego azotu spowodowało zmniejszenie stref plastycznych występujących wokół wierzchołka pęknięcia.

Naturalną konsekwencją zmniejszenia się wielkości pól odkształceń plastycznych jest wzrost odporności na pękanie. Tak dzieje się w przypadku odporności na kruche pękanie stopu tytanu. Jednak dla AA2519 stwierdzenie to jest prawdziwe jedynie dla zakresu sprężysto – plastycznego, bowiem krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń dla omawianego materiału w warunkach kriogenicznych nie zmienia się.

Sugeruje to, że wykorzystywanie krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń, jako miary odporności na pękanie stopu aluminium AA2519 jest niewłaściwe.

Analiza naprężeń w stopie tytanu wskazuje na to, że w warunkach kriogenicznych pęknięcie występuje bez znacznego uplastycznienia otoczenia karbu. Dotyczy to zarówno próbek jednolitych, jak i materiału warstwowego.

9. WNIOSKI

9.1. WNIOSKI Z BADAŃ

Przeprowadzona analiza stanu wiedzy, zrealizowanie badań doświadczalnych oraz analiza otrzymanych na ich podstawie wyników pozwoliły, na sformułowanie wniosków dotyczących podstawowych zagadnień rozpatrywanych w pracy.

1. Umieszczenie próbek materiałowych podczas badań w kąpieli z ciekłego azotu spowodowało wzrost umownej granicy plastyczności, doraźnej granicy wytrzymałości na rozciąganie i modułu sprężystości podłużnej badanych materiałów. W przypadku wydłużenia przy zerwaniu zaobserwowano spadek jego wartości dla materiału warstwowego i stopu tytanu, natomiast wzrost dla stopu aluminium AA2519. Otrzymane wyniki badań potwierdziły opisywany w literaturze wpływ warunków kriogenicznych na własności mechaniczne stopów aluminium i stopów tytanu.
2. W przypadku krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń, odporność na pękanie materiału warstwowego Al – Ti nie była niższa, niż mniej odpornego na pękanie stopu aluminium AA2519. Natomiast w przypadku odporności na pękanie w zakresie sprężysto – plastycznym dla warunków otoczenia, stop AA2519 charakteryzuje się większą odpornością na pękanie.
3. Warunki kriogeniczne spowodowały niewielki spadek odporności na kruche pękanie materiału warstwowego Al – Ti oraz stopu tytanu Ti6Al4V. Stop aluminium AA2519 w zakresie liniowo sprężystym nie zareagował na opisywane warunki.
4. Zróżnicowana odporność na pękanie materiałów bazowych oraz znaczący wpływ warunków kriogenicznych na opisywaną cechę materiałową, powodujący odwrócenie wartości odporności na pękanie materiałów bazowych w stosunku do materiału warstwowego, a także to, że badane materiały znajdują się na pograniczu zakresu plastycznego i sprężystego, powoduje znaczne trudności w dobraniu odpowiedniej miary odporności na pękanie.
5. Analiza MES pól mechanicznych wokół wierzchołka pęknięcia potwierdziła spodziewane zróżnicowanie rozkładów naprężeń w warstwach stopu aluminium i stopu tytanu. Zastosowanie różnych modeli materiałowych dla warunków otoczenia i warunków kriogenicznych umożliwiło porównanie stanu naprężeń dla obciążeń krytycznych z punktu widzenia wyznaczania odporności na pękanie, które potwierdziło możliwość zmiany dominującego charakteru pękania ze sprężysto-plastycznego na liniowo-sprężysty.

6. Obliczanie krytycznej wartości współczynnika intensywności naprężeń na podstawie krytycznej wartości całki J w oparciu o model 8.7. dla badanych materiałów powoduje znaczne różnice w odniesieniu do wartości uzyskanych empirycznie. Zaniechanie weryfikacji doświadczalnej uzyskanych podczas obliczeń wyników może prowadzić do powstania znacznych błędów.
7. Analiza przełomów próbek za pomocą mikroskopu elektronowego dowiodła, że pomiędzy materiałem badanym w warunkach otoczenia a tym badanym w warunkach kriogenicznych występują drobne różnice, które mogą mieć wpływ na zmianę własności mechanicznych.

9.2. WNIOSKI DO DALSZYCH BADAŃ

Na podstawie wykonanych eksperymentów, analizy otrzymanych wyników oraz wykonanych prac związanych z przygotowaniem obiektów badań i stanowiska badawczego, sformułowano wnioski mogące stanowić punkt wyjścia do dalszych badań.

1. W wnioskach z badań, podkreślono złożony charakter pól naprężeń i odkształceń występujący w próbkach CT materiału warstwowego. W związku z tym istotnym wydaje się porównanie pól mechanicznych wyznaczonych za pomocą metody elementów skończonych z tymi wyznaczonymi doświadczalnie np. za pomocą cyfrowej korelacji obrazu. Wyniki doświadczalne pozwoliłby na zweryfikowanie metody numerycznej oraz najprawdopodobniej wskazały by kierunek dalszego rozwoju modelowania własności mechanicznych materiałów warstwowych.
2. Brak bezpośredniego związku odporności na pękanie materiałów bazowych i materiału warstwowego wskazuje na potrzebę rozwoju opracowanej metody wyznaczania odporności na pękanie materiału warstwowego na bazie własności materiałów bazowych z zastosowaniem innych wielkości krytycznych, w tym stanu odkształceń i naprężeń w strefie pęknięcia.
3. Materiały konstrukcyjne przeznaczone na zastosowania lotnicze i kosmiczne w niektórych przypadkach mogą być narażone na oddziaływanie podwyższonych temperatur, wywołanych tarciem o atmosferę. Z tego względu celową wydaje się być analiza własności mechanicznych badanego materiału warstwowego także w podwyższonych temperaturach.
4. Wartość parametru P_{max}/P_Q wyznaczona dla materiału warstwowego Al – Ti, ale dla różnych warunków temperaturowych nie daje jednoznacznej odpowiedzi na pytanie w jakim zakresie należy badać ten materiał. Koniecznym wydaję się być przyjęcie innych lub opracowanie

nowych kryteriów dla określenia właściwej miary odporności na pękanie.

5. Naturalną kontynuacją badań własności mechanicznych materiału warstwowego Al-Ti będą badania własności zmęczeniowych oraz analiza możliwości przewidywania trwałości zmęczeniowej z zastosowaniem dostępnych metod obliczeniowych.
6. Zastosowanie metody optomechatronicznej w oparciu o algorytmy cyfrowej korelacji obrazu, służącej do wyznaczania długości pęknięcia oraz zatrzymywania maszyny wytrzymałościowej po osiągnięciu zadanej długości pęknięcia dało zadowalające rezultaty. Sugeruje się, alby udoskonalić tą metodę w taki sposób, aby była mniej wrażliwa na zmianę oświetlenia próbki oraz przemieszczenia czoła pęknięcia wynikające z procesu jej obciążania. Dodatkowo w celu przyspieszenia obliczeń sugeruje się przenieść obliczenia przemieszczeń z procesora głównego na procesor graficzny.

LITERATURA

[1] Acarer, M., Demir, B. (2008): An investigation of mechanical and metallurgical properties of explosive welded aluminum–dual phase steel. Mater. Lett. Vol. 62, Nr. 25, S. 4158–4160.

[2] Adamus, J. (2009): Tytan i jego stopy jako materiał stosowany na elementy tłoczone. Inż. Mater. Vol. Vol. 30, Nr. nr 5, S. 310–313.

[3] Arciszewski, A., Zawodniak, J. (2010): Linie średniego napięcia w aspekcie awaryjności oraz problemów formalno-technicznych. Pr. Inst. Elektrotechniki Zesz. Vol. 247,.

[4] Asl, K.M., Tari, A., Khomamizadeh, F. (2009): Effect of deep cryogenic treatment on microstructure, creep and wear behaviors of AZ91 magnesium alloy. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 523, Nr. 1–2, S. 27–31.

[5] ASM handbook (1987): Fractography, Volume 12. American Society for Metals. Metals Park, Ohio.

[6] ASTM E 1823 - 96 (2002): Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing.

[7] ASTM E399-09e2 (2011): Standard test method for linear-elastic plane strain fracture toughness KIc of metallic materials.

[8] ASTM E647-95 Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.

[9] ASTM E813-89E01 (1997): Standard Test Method for JIC, A Measure of Fracture Toughness.

[10] ASTM E1820-08 (2008): Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. ASTM Int.

[11] ASTM E1823-10a (2011): Standard terminology relating to fatigue and fracture testing.

[12] Baldissera, P., Delprete, C. (2009): Effects of deep cryogenic treatment on static mechanical properties of 18NiCrMo5 carburized steel. Mater. Des. Vol. 30, Nr. 5, S. 1435–1440.

[13] Bański, R., Rozumek, D. (2012): Rozwój pęknięć zmęczeniowych w bimetalach stal-tytan wykonanych metodą zgrzewania wybuchowego (platerowania). Przegląd Spaw.-Weld. Technol. Rev. Vol. 84, Nr. 4,.

[14] Bataev, I.A. u. a. (2015): Explosively welded multilayer Ni–Al composites. Mater. Des. Vol. 88, S. 1082–1087.

[15] Bataev, I.A., Bataev, A.A., Mali, V.I., Pavliukova, D.V. (2012): Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing. Mater. Des. Vol. 35, S. 225–234.

[16] Bazarnik, P., Adamczyk-Cieślak, B., Gałka, A., Płonka, B. (2016): Mechanical and microstructural characteristics of Ti6Al4V/AA2519 and Ti6Al4V/AA1050/AA2519 laminates manufactured by explosive welding. Mater. Des. Vol. 111, S. 146–157.

[17] Bednarczyk, P., Szczepanik, S., Nikiel, P. (2017): Warstwowe kompozyty Ti/Al/Ti otrzymane metodą dyfuzyjnego łączenia. Obróbka Plast. Met. Vol. 28, Nr. 1, S. 7–16.
[18] Begley, J., Landes, J. (1972): The J-integral as a fracture criterion. In: Corten, H. (Hrsg.) Fracture Toughness: Part II. ASTM International. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. S. 1-1–23.
[19] Bina, M.H., Dehghani, F., Salimi, M. (2013): Effect of heat treatment on bonding interface in explosive welded copper/stainless steel. Mater. Des. Vol. 45, S. 504–509.
[20] Blazynski, T.Z. (2012): Explosive Welding, Forming and Compaction. Springer Science & Business Media.
[21] Bochenek, A. (1998): Elementy mechaniki pękania: podręcznik dla materiałoznawców. Wydaw. Politechniki Częstochowskiej. Częstochowa.
[22] Borchers, C. u. a. (2016): Microstructure and mechanical properties of medium-carbon steel bonded on low-carbon steel by explosive welding. Mater. Des. Vol. 89, S. 369–376.
[23] Boroński, D., Kotyk, M., Maćkowiak, P. (2017): Crack initiation and growth analysis in explosively welded AA2519–AA1050–Ti6Al4V layered material in ambient and cryogenic conditions: Proc. Inst. Mech. Eng. Part C J. Mech. Eng. Sci.
[24] Boroński, D., Kotyk, M., Maćkowiak, P. (2016): Fracture Toughness of Explosively Welded Al/Ti Layered Material in Cryogenic Conditions. Procedia Struct. Integr. Vol. 2, S. 3764–3771.
[25] Boroński, D., Kotyk, M., Maćkowiak, P. (2016): Measurement method of crack length in compact tension type specimens made from the Al/Ti layered material. Probl. Eksploat.
[26] Boroński, D., Kotyk, M., Maćkowiak, P., Śnieżek, L. (2017): Mechanical properties of explosively welded AA2519-AA1050-Ti6Al4V layered material at ambient and cryogenic conditions. Mater. Des. Vol. 133, S. 390–403.
[27] Boulevard, W. (2009): International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys. S. 38.
[28] Boyce, B.L., Ritchie, R.O. (2001): Effect of load ratio and maximum stress intensity on the fatigue threshold in Ti–6Al–4V. Eng. Fract. Mech. Vol. 68, Nr. 2, S. 129–147.
[29] Brunette, D.M., Tengvall, P., Textor, M., Thomsen, P. (2001): Titanium in Medicine. Springer Berlin Heidelberg. Berlin, Heidelberg.
[30] BS 5762:1979 (1979): Methods for crack opening displacement (COD) testing. Br. Stand. Inst.
[31] Casalino, G., Mortello, M., Peyre, P. (2016): FEM Analysis of Fiber Laser Welding of Titanium and Aluminum. Procedia CIRP. Vol. 41, S. 992–997.

[32] Chen, P. u. a. (2016): Investigation on the Explosive Welding of 1100 Aluminum Alloy and AZ31 Magnesium Alloy. J. Mater. Eng. Perform. Vol. 25, Nr. 7, S. 2635–2641.
[33] Chen, X.-G., Guo, J.-D., Zheng, B., Li, Y.-Q. (2007): Investigation of thermal expansion of PI/SiO2 composite films by CCD imaging technique from −120 to 200°C. Compos. Sci. Technol. Vol. 67, Nr. 14, S. 3006–3013.
[34] Choi, S., Sankar, B.V. (2007): Fracture toughness of transverse cracks in graphite/epoxy laminates at cryogenic conditions. Compos. Part B Eng. Vol. 38, Nr. 2, S. 193–200.
[35] Chorowski, M. (2007): Kriogenika : podstawy i zastosowania / Maciej Chorowski. IPPU Masta. Gdańsk.
[36] Clements, T.E., Maurer, G.E., Passek, T.S. (2013): ASM Handbook: Steel Heat Treating Fundamentals and Process. Asm Intl. Materials Park, Ohio.
[37] Dowling, N. (2012): Mechanical behavior of materials. Pearson. Boston, MA.
[38] Dressler, U., Biallas, G., Alfaro Mercado, U. (2009): Friction stir welding of titanium alloy TiAl6V4 to aluminium alloy AA2024-T3. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 526, Nr. 1–2, S. 113–117.
[39] Drozd, A., Kalmus, P. (2013): The impact of kinesiotherapy on blood pressure in patients undergoing systemic cryotherapy treatment. Adv. Rehabil. Vol. 27, Nr. 4, S. 21–29.
[40] Dumont, D., Deschamps, A., Brechet, Y. (2003): On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 356, Nr. 1, S. 326–336.
[41] Firouzdor, V., Nejati, E., Khomamizadeh, F. (2008): Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 HSS drill. J. Mater. Process. Technol. Vol. 206, Nr. 1–3, S. 467–472.
[42] Fisher, J., James, J., Lawrence, S., Joseph, J. (2002): Aluminum alloy 2519 in military vehicles. Adv. Mater. Process. Nr. 160, S. 43–46.
[43] Fu, S.-Y. (2013): Cryogenic Properties of Polymer Materials. In: Kalia, S. und Fu, S.-Y. (Hrsg.) Polymers at Cryogenic Temperatures. Springer Berlin Heidelberg. Berlin, Heidelberg. S. 9–39.
[44] Gałka, A., Najwer, M. (2015): Explosive Cladding of Titanium and Aluminium Alloys on the Example of Ti6Al4V-AA2519 Joints / Wybuchowe Platerowanie Stopów Tytanu I Aluminium Na Przykładzie Połączenia Ti6Al4V-AA2519. Arch. Metall. Mater. Vol. 60, Nr. 4,.
[45] Gangloff, R.P., Haviland, J.K., Herakovich, C.T., Stoner, G.E. (1989): NASA-UVA light aerospace alloy and structures technology program.
[46] Garbacz, H., Ossowski, M., Wieciński, P., Wierzchoń, T. (2007): Mikrostruktura i właściwości warstw międzymetalicznych na stopie Ti-6Al-4V. Probl. Eksploat. S. 45–55.
[47] German, J. (2011): Podstawy mechaniki pękania. skrypt Politechniki Krakowskiej. Kraków.

[48] Gloc, M., Wachowski, M., Plocinski, T., Kurzydlowski, K.J. (2016): Microstructural and microanalysis investigations of bond titanium grade1/low alloy steel st52-3N obtained by explosive welding. J. Alloys Compd. Vol. 671, S. 446–451.
[49] Golewski, G. (2008): Rola kruszywa grubego w procesie destrukcji kompozytów betonowych poddanych obciążeniom doraźnym. IZT. Lublin.
[50] Gooch, W., Burkins, M. (2001): A Ballistic Evaluation of Ti-6Al-4V vs. Long Rod Penetrators. RTO AVT Specialists Meeting on "Cost effective application of titanium alloys in military platforms", held in Loen, Norway, 7e11 May. U.S. Army Research Laboratory. Norway. .
[51] Grittner, N., Striewe, B., von Hehl, A., Engelhardt, M. (2014): Characterization of the interface of co-extruded asymmetric aluminum-titanium composite profiles. Mater. Werkst. Vol. 45, Nr. 12, S. 1054–1060.
[52] Gruda, Z., Postolski, J. (1999): Zamrażanie żywności. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne. Warszawa.
[53] Gu, K., Zhang, H., Zhao, B. (2013): Effect of cryogenic treatment and aging treatment on the tensile properties and microstructure of Ti–6Al–4V alloy. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 584, S. 170–176.
[54] Habib, M.A., Keno, H., Uchida, R., Mori, A. (2015): Cladding of titanium and magnesium alloy plates using energy-controlled underwater three layer explosive welding. J. Mater. Process. Technol. Vol. 217, S. 310–316.
[55] Hall, D.E., Hamilton, B.C., McDowell, D.L., Saxena, A. (1997): Creep Crack Growth Behavior of Aluminum Alloy 2519: Part II—Numerical Analysis. ASTM STP 1297. S. 19–36.
[56] Haynes, M.J., Gangloff, R.P. (1997): Elevated temperature fracture toughness of Al-Cu-Mg-Ag sheet: Characterization and modeling. Metall. Mater. Trans. A. Vol. 28, Nr. 9, S. 1815–1829.
[57] Heng, Z., Qingbin, L., Yaole, X. (2015): The microstructure and texture analysis of Ti-6Al-4V alloy through linear friction welding. International Conference on Materials, Environmental and Biological Engineering (MEBE 2015). .
[58] Hertzberg, R.W., Vinci, R.P., Hertzberg, J.L. (2012): Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. Wiley. Hoboken, NJ.
[59] Hollander, D.A., von Walter, M., Wirtz, T., Sellei, R. (2006): Structural, mechanical and in vitro characterization of individually structured Ti–6Al–4V produced by direct laser forming. Biomaterials. Vol. 27, Nr. 7, S. 955–963.
[60] Hoseini Athar, M.M., Tolaminejad, B. (2015): Weldability window and the effect of interface morphology on the properties of Al/Cu/Al laminated composites fabricated by explosive welding. Mater. Des. Vol. 86, S. 516–525.

[61] Huang, J.Y., Bie, B.X., Sun, T., Xiao, X.H. (2016): Deformation and fracture of explosion-welded Ti/Al plates: A synchrotron-based study. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 674, S. 308–317.
[62] Huang, K., Guo, L., Yu, H., Jia, P. (2016): A domain-independent interaction integral method for evaluating the dynamic stress intensity factors of an interface crack in nonhomogeneous materials. Int. J. Solids Struct. Vol. 100–101, S. 547–557.
[63] Hyland, M. (2015): Light Metals 2015. John Wiley & Sons.
[64] Inagaki, I., Takechi, T., Shirai, Y., Ariyasu, N. (2014): Application and features of titanium for the aerospace industry. Nippon Steel Sumitomo Met. Tech. Rep. Vol. 106, S. 22–27.
[65] Inal, O.T., Szecket, A., Vigueras, D.J., Pak, H. (1985): Explosive welding of Ti–6Al–4V to mild-steel substrates. J. Vac. Sci. Technol. Vac. Surf. Films. Vol. 3, Nr. 6, S. 2605–2609.
[66] Irwin, G. (1957): Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. J. Appl. Mech. Vol. 24, S. 361–364.
[67] Jedynak, B., Mierzwińska-Nastalska, E. (2013): Tytan–właściwości i zastosowanie w protetyce stomatologicznej. Dental Forum. S. 75–58.
[68] Jiang, W., Luo, Y., Zhang, G., Woo, W. (2013): Experimental to study the effect of multiple weld-repairs on microstructure, hardness and residual stress for a stainless steel clad plate. Mater. Des. Vol. 51, S. 1052–1059.
[69] Jones, T.L. (2004): Ballistic Performance of Titanium Alloys: Ti-6Al-4V Versus Russian Titanium. Oak Ridge Institute.
[70] Josell, D., van Heerden, D., Shechtman, D., Read, D. (1999): Mechanical properties of multilayer materials. Nanostructured Mater. Vol. 12, Nr. 1–4, S. 405–408.
[71] Josell, D., Van Heerden, D., Read, D. (1998): Tensile testing low density multilayers: Aluminum/titanium. J. Mater. Res. Vol. 13, Nr. 10, S. 2902–2909.
[72] Kahraman, N., Gülenç, B. (2005): Microstructural and mechanical properties of Cu–Ti plates bonded through explosive welding process. J. Mater. Process. Technol. Vol. 169, Nr. 1, S. 67–71.
[73] Kahraman, N., Gulenc, B., Findik, F. (2007): Corrosion and mechanical-microstructural aspects of dissimilar joints of Ti–6Al–4V and Al plates. Int. J. Impact Eng. Vol. 34, Nr. 8, S. 1423–1432.
[74] Kaya, Y., Kahraman, N. (2013): An investigation into the explosive welding/cladding of Grade A ship steel/AISI 316L austenitic stainless steel. Mater. Des. 1980-2015. Vol. 52, S. 367–372.
[75] Kaźmierowski, M. (1997): Kriochirurgia w chorobach skóry. Czelej. Lublin.
[76] Kerr, W.R. (1985): The effect of hydrogen as a temporary alloying element on the microstructure and tensile properties of Ti-6Al-4V. Metall. Trans. A. Vol. 16, Nr. 6, S. 1077–1087.

[77] Kim, H., Park, J., Jung, J.E., Sohn, S.S. (2015): Interpretation of cryogenic-temperature Charpy fracture initiation and propagation energies by microstructural evolution occurring during dynamic compressive test of austenitic Fe–(0.4,1.0)C–18Mn steels. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 641, S. 340–347.
[78] Kocańda, D., Górka, A. (2010): Nowe technologie łączenia tarciowego metali. Biul. Wojsk. Akad. Tech. Vol. 59, Nr. 2, S. 395–411.
[79] Kocańda, S., Szala, J. (1997): Podstawy obliczeń zmęczeniowych. PWN. Warszawa.
[80] Koike, M., Cai, Z., Fujii, H., Brezner, M. (2003): Corrosion behavior of cast titanium with reduced surface reaction layer made by a face-coating method. Biomaterials. Vol. 24, Nr. 25, S. 4541–4549.
[81] Kondratowicz, J. (2001): Nowe technologie zastosowania skroplonego azotu w przemyśle spożywczym. Chłod. Organ Nacz. Organ. Tech. Vol. R. 36, nr 12, S. 42–44.
[82] Kondratowicz, J. (2001): Przydatność ciekłego azotu uzyskiwanego z gazu ziemnego do mrożenia żywności. Chłod. Organ Nacz. Organ. Tech. Vol. R. 36, nr 1, S. 40–42.
[83] Kotyk, M. (2017): Badanie odporności na pękanie stupu aluminium AA2519 w warunkach otoczenia i w warunkach kriogenicznych. XVI Kraj. Konf. Mech. Pękania.
[84] Kowalczyk, L. (1988): Łączenie metali w stanie stałym w procesach obróbki plastycznej. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne. Warszawa.
[85] Kramer, L., Blair, T.P., Blough, S.D., Fisher Jr, J.J. (2002): Stress-corrosion cracking susceptibility of various product forms of aluminum alloy 2519. J. Mater. Eng. Perform. Vol. 11, Nr. 6, S. 645.
[86] Kubiak, K., Sieniawski, J. (1999): Podstawy obróbki cieplnej dwufazowych stopów tytanu. Zesz. Nauk. Mech. Politech. Opol. Vol. z. 58, S. 83–91.
[87] Kwiecień, M., Majta, J., Dziedzic, D. (2014): Shear deformation and failure of explosive welded Inconel-microalloyed steels bimetals. Arch. Civ. Mech. Eng. Vol. 14, Nr. 1, S. 32–39.
[88] Laurent, G., Cailletaud, G., Remy, L. (1997): Mechanical Behaviour and Failure Criterion of Ti-6Al-4V Alloy at Room and Cryogenic Temperatures. Advances in Fracture Research. Pergamon. Oxford. S. 243–250.
[89] Leskovek, V., Kalin, M., Viintin, J. (2006): Influence of deep-cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat-treated HSS. Vacuum. Vol. 80, Nr. 6, S. 507–518.
[90] Li, F., Hua, Y., Qu, C.-B., Xiao, H.-M. (2016): Greatly enhanced cryogenic mechanical properties of short carbon fiber/polyethersulfone composites by graphene oxide coating. Compos. Part Appl. Sci. Manuf. Vol. 89, S. 47–55.

[91] Li, H., Li, Z., Song, M., Liang, X. (2010): Hot deformation behavior and microstructural evolution of Ag-containing 2519 aluminum alloy. Mater. Des. Vol. 31, Nr. 4, S. 2171–2176.
[92] Li, H., Zhang, X., Chen, M., Zhou, Z. (2006): Effects of Ag on microstructure and mechanical properties of 2519 aluminum alloy. J. Cent. South Univ. Technol. Vol. 13, Nr. 2, S. 130–134.
[93] Li, X., Ma, H., Shen, Z. (2015): Research on explosive welding of aluminum alloy to steel with dovetail grooves. Mater. Des. Vol. 87, S. 815–824.
[94] Lin, Q., Dong, W., Li, Y., Zhang, H. (2014): Microstructure Simulation of 2519 Aluminum Alloy in Multi-pass Hot Compression Process. Procedia Eng. Vol. 81, S. 1259–1264.
[95] Liu, H., Wang, J., Shen, B., Yang, H. (2007): Effects of deep cryogenic treatment on property of 3Cr13Mo1V1.5 high chromium cast iron. Mater. Des. Vol. 28, Nr. 3, S. 1059–1064.
[96] Loureiro, A., Mendes, R., Ribeiro, J.B., Leal, R.M. (2016): Effect of explosive mixture on quality of explosive welds of copper to aluminium. Mater. Des. Vol. 95, S. 256–267.
[97] Ma, R., Wang, Y., Wu, J., Duan, M. (2015): Investigation of microstructure and mechanical properties of explosively welded ITER-grade 316L(N)/CuCrZr hollow structural member. Fusion Eng. Des. Vol. 93, S. 43–50.
[98] Melski, K. (2016): Flota przewoźników lotniczych oferujących w regionalnym ruchu regularnym na polskim rynku - struktura i tendencje. Stud. Oeconomica Posnaniensia. Vol. 4, Nr. 7, S. 59–76.
[99] Mendes, R., Ribeiro, J.B., Loureiro, A. (2013): Effect of explosive characteristics on the explosive welding of stainless steel to carbon steel in cylindrical configuration. Mater. Des. Vol. 51, S. 182–192.
[100] Molinari, A., Pellizzari, M., Gialanella, S., Straffelini, G. (2001): Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels. J. Mater. Process. Technol. Vol. 118, Nr. 1–3, S. 350–355.
[101] Murr, L.E., Quinones, S.A., Gaytan, S.M., Lopez, M.I. (2009): Microstructure and mechanical behavior of Ti6Al4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications. J. Mech. Behav. Biomed. Mater. Vol. 2, Nr. 1, S. 20–32.
[102] Najwer, M., Niesłony, P. (2016): Evaluation of multilayer material Al-Ti properties after various heat treatments for machining of composite materials modeling. Mechanik. Nr. 10, S. 1466–1467.
[103] Najwer, M., Niesłony, P. (2016): Microhardness and Strength Properties of Metallic Joint AA2519-AA1050-Ti6Al4V after Various Heat Treatments. Procedia Eng. Vol. 149, S. 346–351.
[104] Najwer, M., Niesłony, P. (2016): Ocena mikrotwardości oraz własności wytrzymałościowych trimetalu AA2519-AA1050-TI6AL4V po różnych

obróbkach cieplnych. Przegląd Spaw. - Weld. Technol. Rev. Vol. 88, Nr. 4,.
[105] Nalla, R.., Altenberger, I., Noster, U., Liu, G.. (2003): On the influence of mechanical surface treatments—deep rolling and laser shock peening—on the fatigue behavior of Ti–6Al–4V at ambient and elevated temperatures. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 355, Nr. 1–2, S. 216–230.
[106] Nandagopal, K., Kailasanathan, C. (2016): Analysis of mechanical properties and optimization of gas tungsten Arc welding (GTAW) parameters on dissimilar metal titanium (6Al4V) and aluminium 7075 by Taguchi and ANOVA techniques. J. Alloys Compd. Vol. 682, S. 503–516.
[107] Napiórkowski, J., EXPOL P. Rybiński, J.D. (2013): Podstawy budowy i eksploatacji pojazdów i maszyn. Expol, P. Rybiński, J. Dąbek. Olsztyn; Włocławek.
[108] Neimitz, A. (1998): Mechanika pękania. PWN. Warszawa.
[109] Niinomi, M. (1998): Mechanical properties of biomedical titanium alloys. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 243, Nr. 1, S. 231–236.
[110] Ning, J., Zhang, L., Xie, M., Yang, H.-X. (2017): Microstructure and property inhomogeneity investigations of bonded Zr/Ti/steel trimetallic sheet fabricated by explosive welding. J. Alloys Compd. Vol. 698, S. 835–851.
[111] Ochonogor, O.F., Akinlabi, E.T., Nyembwe, D. (2017): A review on the effect of creep and microstructural change under elevated temperature of Ti6Al4V alloy for Turbine engine Application. Mater. Today Proc. Vol. 4, Nr. 2, S. 250–256.
[112] Oppenkowski, A., Weber, S., Theisen, W. (2010): Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels. J. Mater. Process. Technol. Vol. 210, Nr. 14, S. 1949–1955.
[113] Paczkowski, T., Zdrojewski, J. (2017): Monitoring and control of the electrochemical machining process under the conditions of a vibrating tool electrode. J. Mater. Process. Technol. Vol. 244, S. 204–214.
[114] Papadopoulos, G.A. (1993): The experimental method of caustics and the Det.-Criterion of fracture. Fract. Mech.
[115] Pavlick, M.M., Johnson, W.S., Jensen, B., Weiser, E. (2009): Evaluation of mechanical properties of advanced polymers for composite cryotank applications. Compos. Part Appl. Sci. Manuf. Vol. 40, Nr. 4, S. 359–367.
[116] Pawel, S.J. (1998): Scouting Tests To Examine Potential Corrosion Of Aluminum Alloy 2519 During Fabrication. CERN Doc. Serv.
[117] Peres, F.M., Schön, C.G., Tarpani, J.R. (2010): Effect of precracking method on KIc results for medium-density polyethylene tested under cryogenic condition. Polym. Test. Vol. 29, Nr. 6, S. 667–673.
[118] Phurkhao, P. (2016): Dynamic stress-intensity factors of an in-plane shear crack in saturated porous medium. Theor. Appl. Fract. Mech. Vol. 85, S. 345–354.

[119] Płonka, B., Rajda, M., Zamkotowicz, Z., Żelechowski, J. (2016): Studies of the AA2519 Alloy Hot Rolling Process and Cladding with EN AW-1050A Alloy. Arch. Metall. Mater. Vol. 61, Nr. 1,.
[120] PN-88/H-04336 (1988): Metale, Metoda badania odporności na pękanie przez wyznaczanie krytycznej wartości całki J, JIC.
[121] PN-EN ISO 6892-1:2016-09 (2016): Metale Próba rozciągania Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej, (05.04.2018).
[122] PN-EN ISO 12737:2011 Metale - Określanie odporności na pękanie w płaskim stanie odkształcenia.
[123] Podbielska, H., Skrzek, A. (2012): Zastosowanie niskich temperatur w biomedycynie. Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej. Wrocław.
[124] Polmear, I. (2005): Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals. Butterworth-Heinemann.
[125] Prasanthi, T.N., Sudha, Ravikirana, C., Saroja, S. (2016): Explosive cladding and post-weld heat treatment of mild steel and titanium. Mater. Des. Vol. 93, S. 180–193.
[126] Prażmowski, M., Rozumek, D., Paul, H. (2017): Static and fatigue tests of bimetal Zr-steel made by explosive welding. Eng. Fail. Anal. Vol. 75, S. 71–81.
[127] Rice, J.R., Paris, P.C., Merkel, J.G. (1973): Some further results of J-integral analysis and estimates. Prog. Flaw Growth Fract. Toughness Test. S. 231–245.
[128] Rogalski, G., Fydrych, D., Walczak, W. (2013): Zastosowanie zgrzewania wybuchowego do wytwarzania kompozytów metalowych z osnową aluminiową. Przegląd Spaw.-Weld. Technol. Rev. Vol. 85, Nr. 6,.
[129] Rolfe, S.T., Barsom, J.M. (1977): Fracture and Fatigue Control in Structures: Applications of Fracture Mechanics. ASTM International.
[130] Rozumek, D., Marciniak, Z. (2016): Fatigue Tests of Bimetal Zirconium-steel Made by Explosive Welding. Procedia Eng. Vol. 160, S. 137–142.
[131] Ryabov, V.R., Muraveinik, A.N., Dzykovich, I.Y., Zakharenko, I.D. (1987): The explosion welding of multi-layer steel-copper-titanium-aluminium intermediate pieces. Weld. Int. Vol. 1, Nr. 3, S. 225–229.
[132] Sanchez Amaya, J.M., Amaya-Vazquez, M.R., Botana, F.J. (2013): Laser welding of light metal alloys: aluminium and titanium alloys. Handbook of Laser Welding Technologies. Elsevier. S. 215–254.
[133] Satyanarayan, Tanaka, S., Mori, A., Hokamoto, K. (2017): Welding of Sn and Cu plates using controlled underwater shock wave. J. Mater. Process. Technol. Vol. 245, S. 300–308.
[134] Sedighi, M., Honarpisheh, M. (2012): Experimental study of through-depth residual stress in explosive welded Al–Cu–Al multilayer. Mater. Des. Vol. 37, S. 577–581.

[135] Shi, C., Wang, Y., Li, S., You, J. (2014): Application and Experiment on the Least-action Principle of Explosive Welding of Stainless Steel/Steel. J. Iron Steel Res. Int. Vol. 21, Nr. 6, S. 625–629.
[136] Shih, C.F. (1981): Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. J. Mech. Phys. Solids. Vol. 29, Nr. 4, S. 305–326.
[137] Smith, R. (2013): BASIC fracture mechanics: including an introduction to fatigue. Elsevier.
[138] Śnieżek, L., Mierzyński, J., Torzewski, J. (2007): Analiza propagacji pęknięć półeliptycznych w stali austenitycznej z wykorzystaniem metody spadku potencjału. Biul. Wojsk. Akad. Tech. Vol. 56, Nr. 1, S. 259–272.
[139] Sniezek, L., Szachogluchowicz, I., Torzewski, J., Grzelak, K. (2016): Fatigue Cracking of AA2519-Ti6Al4V Laminate Bonded by Explosion Welding. Solid State Phenom. Vol. 250, S. 182–190.
[140] Śnieżek, L., Woźniak, R., Koperski, W., Szachogłuchowicz, I. (2015): Badania przebijalności laminatów warstwowych AA2519/TI6AL4V. Gehalten auf der XX Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna nt. „Problemy rozwoju, produkcji i eksploatacji techniki uzbrojenia“.
[141] Sohn, S.S., Hong, S., Lee, J., Suh, B.-C. (2015): Effects of Mn and Al contents on cryogenic-temperature tensile and Charpy impact properties in four austenitic high-Mn steels. Acta Mater. Vol. 100, S. 39–52.
[142] Sołtysiak, R., Boroński, D., Kotyk, M. (2016): Experimental verification of the crack opening displacement using finite element method for CT specimens made of Ti6Al4V titanium alloy. Am. Inst. Phys. S. 050006.
[143] Song, S.H., Paulino, G.H. (2006): Dynamic stress intensity factors for homogeneous and smoothly heterogeneous materials using the interaction integral method. Int. J. Solids Struct. Vol. 43, Nr. 16, S. 4830–4866.
[144] Stryczewska, H.D. (2009): Technologie plazmowe w energetyce i inżynierii środowiska. Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej. Lublin.
[145] Sudha, C., Prasanthi, T.N., Paul, V.T., Saroja, S. (2014): Assessment of Mechanical Property of Ti-5Ta-2Nb and 304L SS Explosive Clad and Correlation with Microstructure. Procedia Eng. Vol. 86, S. 42–50.
[146] Sun, C., Wang, S., Guo, W., Shen, W. (2014): Bonding Interface of W–CuCrZr Explosively Welded Composite Plates for Plasma Facing Components. J. Mater. Sci. Technol. Vol. 30, Nr. 12, S. 1230–1234.
[147] Szachogluchowicz, I., Sniezek, L., Hutsaylyuk, V. (2016): Low cycle fatigue properties of AA2519–Ti6Al4V laminate bonded by explosion welding. Eng. Fail. Anal. Vol. 69, S. 77–87.
[148] Taira, M., Moser, J.B., Greener, E.H. (1989): Studies of Ti alloys for dental castings. Dent. Mater. Vol. 5, Nr. 1, S. 45–50.
[149] testing, A. society for, materials (2010): ASTM E399-09e2 Standard Test Method for Linear-elastic Plane-strain Fracture Toughness of Klc of Metallic Materials. ASTM.

[150] Tian, R., Tian, Y., Wang, C., Zhao, L. (2017): Mechanical properties and fracture mechanisms of Sn-3.0Ag-0.5Cu solder alloys and joints at cryogenic temperatures. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 684, S. 697–705.
[151] Timmerhaus, K.D., Reed, R.P. hrsg (2007): Cryogenic engineering: fifty years of progress. Springer. New York.
[152] Tomashchuk, I., Sallamand, P., M?asson, A., Cicala, E. (2017): Aluminum to titanium laser welding-brazing in V-shaped groove. J. Mater. Process. Technol. Vol. 245, S. 24–36.
[153] Vardiman, R.G., Kant, R.A. (1982): The improvement of fatigue life in Ti-6Al-4V by ion implantation. J. Appl. Phys. Vol. 53, Nr. 1, S. 690–694.
[154] Verma, J., Taiwade, R.V. (2017): Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments-A review. J. Manuf. Process. Vol. 25, S. 134–152.
[155] Walczak, W. (1998): Wzdłużno-doczołowe zgrzewanie wybuchowe blach z metali jedno- i różnoimiennych. Zesz. Nauk. Mech. Akad. Tech.-Rol. W Bydg. Vol. Z. 43 (216), S. 47–56.
[156] Walczak, W. (1989): Zgrzewanie wybuchowe metali i jego zastosowania. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne. Warszawa.
[157] Wells, A. (1961): Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture. Gehalten auf der Proceedings of the crack propagation symposium.
[158] Wu, W., Gui, J., Sai, W., Xie, Z. (2017): The reinforcing effect of graphene nano-platelets on the cryogenic mechanical properties of GNPs/Al2O3 composites. J. Alloys Compd. Vol. 691, S. 778–785.
[159] Xie, M.-X., Zhang, L.-J., Zhang, G.-F., Zhang, J.-X. (2015): Microstructure and mechanical properties of CP-Ti/X65 bimetallic sheets fabricated by explosive welding and hot rolling. Mater. Des. Vol. 87, S. 181–197.
[160] Xu, Z., Roven, H.J., Jia, Z. (2017): Effects of cryogenic temperature and pre-stretching on mechanical properties and deformation characteristics of a peak-aged AA6082 extrusion. Mater. Sci. Eng. A. Vol. 679, S. 379–390.
[161] Yıldızlı, K. (2015): Investigation on the microstructure and toughness properties of austenitic and duplex stainless steels weldments under cryogenic conditions. Mater. Des. Vol. 77, S. 83–94.
[162] Zhang, C.Q., Robson, J.D., Prangnell, P.B. (2016): Dissimilar ultrasonic spot welding of aerospace aluminum alloy AA2139 to titanium alloy TiAl6V4. J. Mater. Process. Technol. Vol. 231, S. 382–388.
[163] Zhang, L.-J., Pei, Q., Zhang, J.-X., Bi, Z.-Y. (2014): Study on the microstructure and mechanical properties of explosive welded 2205/X65 bimetallic sheet. Mater. Des. Vol. 64, S. 462–476.
[164] Zhang, N., Wang, W., Cao, X., Wu, J. (2015): The effect of annealing on the interface microstructure and mechanical characteristics of

AZ31B/AA6061 composite plates fabricated by explosive welding. Mater. Des. 1980-2015. Vol. 65, S. 1100–1109.
[165] Zhang, W., Wang, M., Chen, W., Feng, Y. (2016): Preparation of TiBw/Ti–6Al–4V composite with an inhomogeneous reinforced structure by a canned hot extrusion process. J. Alloys Compd. Vol. 669, S. 79–90.
[166] Zhao, X., Zhao, X., Liu, C., Wen, Z. (2016): A study on dynamic stress intensity factors of rail cracks at high speeds by a 3D explicit finite element model of rolling contact. Wear. Vol. 366–367, S. 60–70.
[167] Zhu, X.-K., Joyce, J.A. (2012): Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization. Eng. Fract. Mech. Vol. 85, S. 1–46.
[168] Zuiko, I.S., Gazizov, M.R., Kaibyshev, R.O. (2016): Effect of thermomechanical treatment on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of Al-Cu-Mn-Mg-Zr alloy. Phys. Met. Metallogr. Vol. 117, Nr. 9, S. 906–919.

STRESZCZENIE

Słowa kluczowe: aluminium, tytan, materiał warstwowy, zgrzewanie wybuchowe, odporność na pękanie.

Zasadniczym celem pracy jest wyznaczenie i analiza wybranych własności mechanicznych nowego materiału warstwowego AA2519 – AA1050 – Ti6Al4V oraz jego materiałów bazowych. Badania odbywały się w warunkach otoczenia i w warunkach kriogenicznych. Dzięki tym działaniom możliwe było określenie różnic pomiędzy odpornością na pękanie materiału warstwowego Al – Ti a materiałami bazowymi.

Do realizacji tego celu wykonano próby monotonicznego rozciągania aluminium AA2519, tytanu Ti6Al4V oraz materiału warstwowego Al – Ti w obu wcześniej wymienionych warunkach temperaturowych. Ponadto wyznaczono krytyczną wartość współczynnika intensywności naprężeń dla wszystkich badanych materiałów oraz krytyczną wartość całki J, ale z pominięciem stopu tytanu.

Przeprowadzono również analizę mikrostruktury przełomów próbek. Jej celem było określenie czy umieszczenie próbek w kąpieli z ciekłego azotu wpłynęło na wspomnianą mikrostrukturę i ostatecznie na zmianę własności mechanicznych badanych materiałów.

Ostatecznie w pracy zaprezentowano model wykonany przy wykorzystaniu metody elementów skończonych. Miał on na celu przedstawienie wielkości pól odkształceń i naprężeń występujących wokół wierzchołka pęknięcia oraz różnic w wielkości tych pól pomiędzy stroną tytanową i stroną aluminiową w materiale warstwowym.

Dzięki opisywanym działaniom, których rezultaty zostały przedstawione w pracy udało się ustalić, że odporność na pękanie materiału warstwowego jest zagadnieniem bardzo złożonym i nie wynika bezpośrednio z odporności na pękanie materiałów bazowych. Ponadto zaobserwowano wpływ warunków kriogenicznych na charakter pękania. Stwierdzono, że stają się one w tych warunkach bardziej kruche.

SUMMARY

Keywords: aluminum, titanium, layered material, explosive welding, fracture toughness

The reason for the work is determination and analysis of selected mechanical properties of the new layer material AA2519 - AA1050 - Ti6Al4V and its base materials. Scientific research has been carried out at room temperature and under cryogenic conditions. After the research, it was possible to determine the differences between the fracture toughness of the Al - Ti layer material and the base materials.

To achieve the research goals, monotonic stretching tests of AA2519 aluminum, Ti6Al4V titanium and Al - Ti layer material were performed in both previously mentioned temperature conditions. Besides the critical stress intensity factor value is designated for all test materials. Critical value of J integrals also has been designated, but without the titanium alloy.

The microstructure of the fractures of the samples was also analyzed. Its purpose was to determine how a bath in liquid nitrogen affected the aforementioned microstructure and eventually how change the mechanical properties of the tested materials.

Finally, a model made by using the finite element method was presented in the doctoral dissertation. The model showed the size of the deformation and stress fields around the crack tip and the differences in the size of these fields between the titanium side and the aluminum side in the laminar material.

The work whose results were presented in the work was able to determine that the fracture toughness of the laminate material is a very difficult issue and does not result directly from the cracking resistance of the base materials. The influence of cryogenic conditions on the nature of cracking was also observed. It was found that the tested materials become more fragile in 77K.