

# **Rozprawa doktorska**

Wpływ strefy spojenia na trwałość zmęczeniową  
wielowarstwowych płyt otrzymywanych metodą  
zgrzewania wybuchowego

**Szymon Derda**

Promotor: prof. dr hab. inż. Aleksander Karolczuk

Opole, 2023

*Dziękuję Promotorowi za nadzór merytoryczny oraz nieocenione wsparcie podczas całego toku nauczania.*

*Dziękuję dr. hab. Mariuszowi Prażmowskiemu za udostępnienie wyników badań metalograficznych i rozkładu mikrotwardości.*

*Niniejsza praca nie powstałaby bez udziału Zakładu Technologii Wysokoenergetycznych Explomet, któremu dziękuję za dostęp do badanych materiałów.*

*Praca współfinansowana przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju  
[Projekt numer Techmastrateg2/412341/8/NCBR/2019].*

## Spis treści

---

Spis oznaczeń i skrótów .....	5
1. Wprowadzenie .....	7
2. Zgrzewanie wybuchowe .....	9
3. Przegląd stanu wiedzy.....	14
3.1. Obciążenie siłą cyklicznie zmienną prostopadle do powierzchni połączenia.....	14
3.2. Obciążenie siłą cyklicznie zmienną równoległe do powierzchni połączenia.....	15
3.3. Obciążenie cyklicznie zmiennym momentem gnącym .....	17
3.4. Podsumowanie .....	19
4. Cel, zakres i hipoteza badawcza pracy.....	23
5. Materiały .....	24
5.1. Materiały wielowarstwowe poddane badaniom zmęczeniowym z zerową wartością średnią naprężenia .....	26
5.1.1 Materiały platerowane bez udziału międzywarstwy technologicznej .....	26
5.1.2 Materiały platerowane z udziałem międzywarstwy technologicznej.....	27
5.2. Materiały wielowarstwowe poddane badaniom zmęczeniowym z niezerową wartością średnią naprężenia .....	30
6. Metody badawcze .....	33
6.1. Testy zmęczeniowe .....	33
6.2. Pomiary cech strukturalnych spojenia.....	34
6.3. Mikrotwardość .....	34
6.4. Obserwacje miejsc inicjacji pęknięć zmęczeniowych.....	35
6.5. Zdjęcia przełomów zmęczeniowych .....	35
6.6. Monitorowanie in situ pęknięć zmęczeniowych oraz pola odkształcenia za pomocą cyfrowej korelacji obrazu.....	36
6.6.1 Wykorzystanie DIC w badaniach zmęczeniowych .....	36
6.6.2 Proces prowadzenia badań z DIC.....	38
6.7. Proces gaussowski dla regresji do oceny związku między trwałością zmęczeniową, obciążeniem, wysokością fali powierzchni spojenia.....	41
6.7.1 Podstawy .....	41
6.7.2 Wielkości wejściowe – predyktory .....	43
6.7.3 Funkcje kowariancji .....	44
7. Wyniki badań eksperymentalnych .....	47

7.1. Materiały testowane z zerową wartością średnią naprężenia .....	47
7.1.1 Materiały bez udziału międzywarstwy technologicznej .....	47
7.1.2 Materiały z udziałem międzywarstwy technologicznej .....	55
7.2. Materiały testowane z niezerową wartością średnią naprężenia .....	66
7.2.1 Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L .....	66
7.2.2 ArTiAl(7) .....	73
7.2.3 Ti-P265 .....	77
8. Analiza wyników .....	79
8.1. Materiały testowane z zerową wartością naprężenia średniego .....	79
8.2. Materiały testowane z niezerową wartością naprężenia średniego .....	90
8.2.1 Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L .....	90
8.2.2 Ar-Ti-Al(7) .....	95
8.2.3 Ti-P265 .....	99
9. Wnioski i podsumowanie .....	109
Streszczenie .....	112
Abstract .....	113
Literatura .....	114

## Spis oznaczeń i skrótów

### Symbole

$A$	$mm^2$	<i>pole powierzchni</i>
$A_0$	$mm^2$	<i>pole przekroju początkowego</i>
$A_{true}$	$mm^2$	<i>rzeczywiste pole przekroju</i>
$E$	$MPa$	<i>moduł Younga</i>
$f$	$Hz$	<i>częstotliwość</i>
$F_a$	$kN$	<i>amplituda siły</i>
$F_m$	$kN$	<i>wartość średnia siły</i>
$F_{max}$	$kN$	<i>wartość maksymalna siły</i>
$h, w$	$mm$	<i>wymiary charakterystyczne</i>
$H$	$\mu m$	<i>wysokość fali powierzchni spojenia</i>
$HV$	$kG/mm^2$	<i>twardość w skali Vickersa</i>
$L$	$mm$	<i>długość linii złącza</i>
$n$	-	<i>iloraz rozpatrywanej liczby cykli <math>N</math> obciążenia do liczby cykli do zniszczenia <math>N_{exp}</math> (trwałość względna)</i>
$N_{exp}$	-	<i>liczba cykli obciążenia do zniszczenia wyznaczona eksperymentalnie</i>
$N$	-	<i>liczba cykli obciążenia</i>
$P$	$mm^2$	<i>pole powierzchni przetopień</i>
$R_e$	$MPa$	<i>wyraźna granica plastyczności</i>
$R_{p02}$	$MPa$	<i>umowna granica plastyczności (<math>\epsilon_p=0,2\%</math>)</i>
$R_{eH}$	$MPa$	<i>górną granicą plastyczności</i>
$R_m$	$MPa$	<i>wytrzymałość na rozciąganie</i>
$\beta$	$o$	<i>kąt zderzenia</i>
$\epsilon$	$m/m$	<i>odkształcenie</i>
$\epsilon_{true}$	$m/m$	<i>odkształcenie rzeczywiste</i>
$\epsilon_{eng}$	$m/m$	<i>odkształcenie inżynierskie</i>
$\epsilon_a$	$m/m$	<i>amplituda odkształcenia</i>
$\epsilon_m$	$m/m$	<i>wartość średnia odkształcenia w cyklu obciążenia</i>
$\epsilon_{max}$	$m/m$	<i>wartość maksymalna odkształcenia w cyklu obciążenia</i>
$\lambda$	$\mu m$	<i>długość fali powierzchni spojenia</i>
$\sigma$	$MPa$	<i>naprężenie</i>
$\sigma_{true}$	$MPa$	<i>naprężenie rzeczywiste</i>

$\sigma_{eng}$	<i>MPa</i>	<i>naprężenie inżynierskie</i>
$\sigma_a$	<i>MPa</i>	<i>amplituda naprężenia</i>
$\sigma_m$	<i>MPa</i>	<i>wartość średnia naprężenia w cyklu obciążenia</i>
$\sigma_{max}$	<i>MPa</i>	<i>wartość maksymalna naprężenia w cyklu obciążenia</i>

### **Skróty**

ASB	<i>adiabaticzne pasma ścinania (ang. Adiabatic Shear Bands)</i>
DIC	<i>cyfrowa korelacja obrazu (ang. Digital Image Correlation)</i>
GP	<i>proces gaussowski dla regresji (ang. Gaussian Process for regression)</i>
RGP	<i>równoważna grubość przetopień, mm</i>

# 1. Wprowadzenie

---

Rosnące wymagania stawiane przed nowoczesnymi konstrukcjami skutkują coraz większą popularnością niekonwencjonalnych metod łączenia materiałów. Wykonanie trwałego połączenia pomiędzy materiałami, znacząco różniącymi się właściwościami, jest pożądane ze względu na uzyskane parametry pracy – nieosiągalne przez materiały jednorodne, oraz możliwość zredukowania kosztów produkcji i eksploatacji. Uzyskanie takiego połączenia o dużej powierzchni stwarza problemy technologiczne i ogranicza dostępne rozwiązania [1,2]. Z punktu widzenia przemysłu energetycznego, czy chemicznego niezbędne jest zapewnienie odpornej na działanie środowisk korozyjnych konstrukcji o wysokiej wytrzymałości. Rozwiązaniem może być zastosowanie drogiej stali specjalnej/stopowej [3], jednakże w niektórych przypadkach niewystarczającym [4]. Alternatywnym rozwiązaniem jest zastosowanie materiałów wielowarstwowych, w których poszczególne warstwy spełniają określone zadanie. Odpowiednią wytrzymałość zapewni stal, dobrana w zależności od wymagań. Natomiast, odpowiednią odporność na czynniki korozyjne może zapewnić warstwa wykonana ze stopu tytanu, cyrkonu lub np. tantalu. Dobór materiału zależy od czynników korozyjnych, temperatury pracy, obciążeń mechanicznych oraz kosztów. Na przykład, unikalne właściwości cyrkonu [5–7] czynią go niezastąpionym do pracy w środowiskach korozyjnych w szerokim zakresie temperatur. Materiał ten może być używany m.in. do wytwarzania wymienników ciepła chłodzonych wodą morską lub elementów układów do przetwarzania paliwa jądrowego [8,9]. Natomiast, odporność korozyjna tytanu predysponuje zastosowanie jego stopów w przemyśle energetycznym [10], lotniczym [11] oraz w hydrometalurgii [12]. Analiza kosztów przeprowadzona przez Banker [13] wykazała ekonomiczne uzasadnienie stosowania kompozytów wielowarstwowych w przypadku zbiorników i wymienników ciepła.

Jedną z technologii pozwalających uzyskać trwałe połączenia materiałów wielowarstwowych jest zgrzewanie wybuchowe. Technologia ta umożliwia łączenie materiałów trudnych lub niemożliwych do połączenia metodami konwencjonalnymi ze względu na różne właściwości fizyczne i chemiczne spajanych materiałów (np. tytan–stal, cyrkon–stal). Unikatową cechą zgrzewania wybuchowego jest możliwość uzyskania płyt wielowarstwowych o znacznych rozmiarach. Dla przykładu, Autorzy pracy [14] zaprezentowali wyniki badań przeprowadzone na zgrzanej wybuchowo dwuwarstwowej płycie tytan/stal o powierzchni 20 m<sup>2</sup>. Jednakże, zgrzewanie wybuchowe związane jest z kilkoma charakterystycznymi zjawiskami, których efekty mogą okazać się niepożądane. Ze względu na

charakter procesu, w strefie zgrzania zachodzą bardzo dynamiczne procesy generujące lokalne zmiany temperatury, znaczną deformację materiału, przemiany fazowe, kruche fazy międzymetaliczne, lokalne pasma ścinania, a nawet mikropęknięcia. Dodatkowo, różne właściwości fizyczne łączonych materiałów sprzyjają generacji naprężeń własnych oraz lokalizacji naprężenia wokół powstałych nieciągłości geometrycznych. Istniejące niezależnie od obciążenia zewnętrznego, uwięzione wewnątrz materiału naprężenia mogą doprowadzić do przyspieszonej degradacji materiału, niż wynikałoby to z parametrów materiałów rodzimych przed łączeniem. Wymienione czynniki w zależności od ich intensyfikacji są potencjalnymi defektami, wokół których nastąpi koncentracja naprężenia. Jest to szczególnie niebezpieczne w przypadku obciążeń zmiennych w czasie, dla których miejsca koncentracji naprężenia sprzyjają inicjacji pęknięć zmęczeniowych, rozwijających się w kolejnych cyklach obciążenia, aż do zniszczenia konstrukcji. Zbiorniki oraz wymienniki ciepła mogą być narażone na działanie cyklicznie zmiennego naprężenia, wynikającego z periodycznych zmian ciśnienia i temperatury, wibracji innych elementów konstrukcji, zmiennego przepływu czynników roboczych, oraz zmiennych obciążeń zewnętrznych [15]. Przypadki pęknięć zmęczeniowych zaobserwowano np. w płytach wymienników ciepła wykonanych ze stopu tytanu Ti Gr 1 [16] oraz ze stali nierdzewnej 316L [17]. Jednakże, w procesie zgrzewania wybuchowego w strefie kontaktu zachodzą znaczne odkształcenia plastyczne mogące prowadzić do rozdrobnienia ziaren krystalograficznych łączonych metali, skutkując efektem zgniotu, czyli umocnieniem materiału [18]. Efekt umocnienia odkształceniowego materiału prowadzi do wzrostu granicy plastyczności i potencjalnie wytrzymałości zmęczeniowej, poprzez blokadę rozwoju pęknięć na powstałych granicach ziaren.

Zgrzewanie wybuchowe w zależności od zastosowanych parametrów procesu oraz właściwości łączonych materiałów może prowadzić do formowania lokalnych zmian w strukturze strefy połączenia, skutkujących koncentracją naprężenia, a jednocześnie do umocnienia odkształceniowego. W rezultacie, ujawnia się pytanie będące genezą niniejszej pracy – jaki jest wpływ strefy połączenia na wytrzymałość zmęczeniową płyt wielowarstwowych uzyskanych w procesie zgrzewania wybuchowego?

## 2. Zgrzewanie wybuchowe

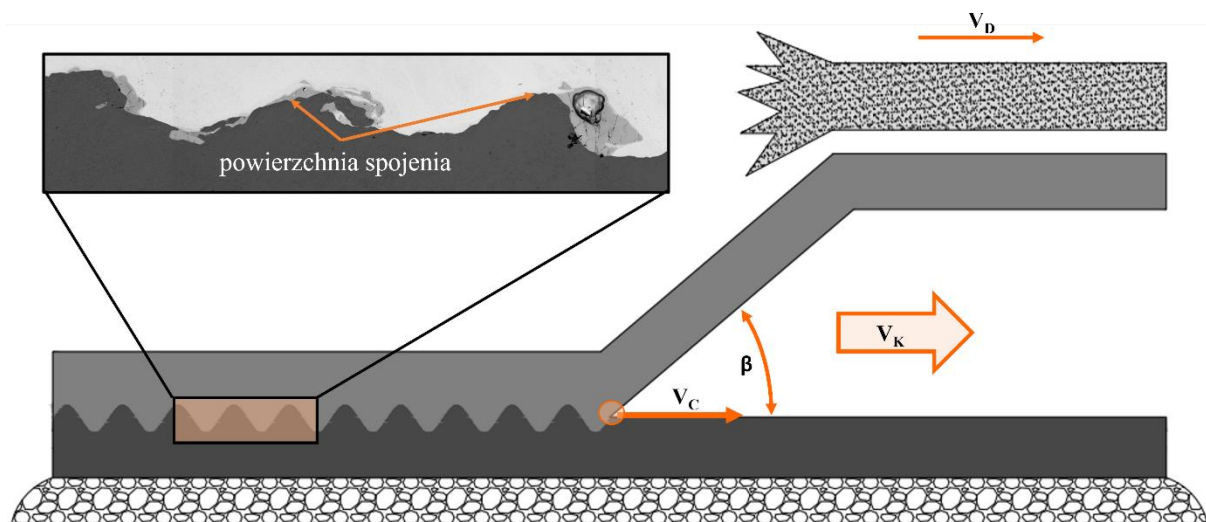
---

Technologia zgrzewania wybuchowego znana jest od przeszło siedemdziesięciu lat, a pierwsze doniesienia o zjawisku łączenia materiałów metalowych podczas zderzenia z dużą prędkością pochodzą z okresu I wojny światowej. Pierwszymi dokumentami, będącymi fundamentem przemysłowego zastosowania tego zjawiska, są dwa wnioski patentowe [19,20] pochodzące z 1960 r. Patenty dotyczą zarówno metody połączenia, jak i materiałów wybuchowych pozwalających na osiągnięcie wystarczających prędkości kolizji. Cowan i inni [20] sprecyzowali zakres prędkości detonacji jako nie mniejszy niż 1200 m/s oraz nie większy niż 120% prędkości rozprzestrzeniania się dźwięku w materiale łączonym. Rysunki zamieszczone w dokumencie prezentują równoległy układ do wytwarzania kompozytów dwu i trójwarstwowych, często spotykany we współczesnej literaturze.

Obecnie najczęściej stosowana procedura może zostać sprowadzona do kilku kluczowych punktów:

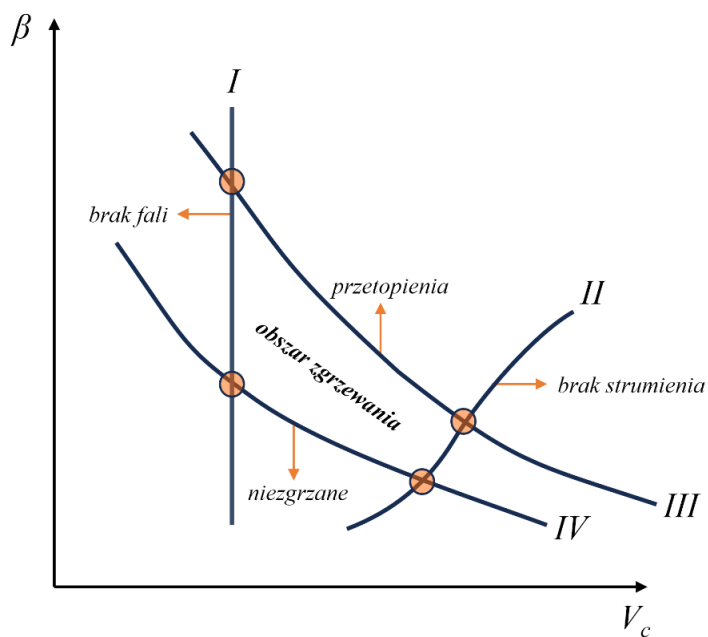
- i. Łączone płyty ustawione są jedna na drugiej w założonej odległości wstępnej utrzymywanej przez płytki dystansowe. Płyta ruchoma – nastrzeliwana znajduje się na górze, a podstawowa – bazowa spoczywa na podłożu. Płyta nastrzeliwana pokryta zostaje złożem materiału wybuchowego, w którym znajduje się detonator.
- ii. Po zainicjowaniu detonacji, front reakcji przesuwają się z prędkością detonacji przez złożę materiału.
- iii. Uwolniona podczas eksplozji energia produktów detonacji powoduje, że płyta nastrzeliwana zostaje odrzucona w kierunku płyty bazowej.
- iv. Dochodzi do zderzenia płyt z dużą prędkością. Kąt, pod którym następuje zderzenie nazywany jest kątem zderzenia lub łączenia i najczęściej oznaczany jest symbolem  $\beta$ .
- v. Ciśnienie wytworzone w obszarze frontu zderzenia jest na tyle wysokie, aby łączone elementy mogły zbliżyć się do siebie na odległości międzyatomowej. W wyniku zbliżenia powstaje trwałe połączenie metalurgiczne.

Na rysunku 2.1 przedstawiono schematycznie ideę zgrzewania wybuchowego w układzie równoległym wraz z parametrami charakterystycznymi.



Rysunek 2.1 Schemat przebiegu zgrzewania wybuchowego płyt w układzie równoległym na podstawie [21]:  $V_C$  – prędkość punktu zderzenia,  $V_K$  – prędkość strumienia odwrotnego,  $V_D$  – prędkość detonacji,  $\beta$  – kąt zderzenia (równy kątowi odrzutu przy zgrzewaniu w układzie równoległym)

Ponieważ proces ten jest silnie uzależniony od zastosowanych parametrów, w celu wytworzenia połączenia o wysokiej jakości należy zapewnić, aby parametry procesu odpowiadały wartościom wynikającym z tzw. okna technologicznego. W literaturze przedstawiane jest jako obszar wyznaczany przez cztery linie w układzie współrzędnych prędkości kolizji  $V_c$  oraz kąta zderzenia  $\beta$ , jak pokazano na rysunku 2.2.



Rysunek 2.2 Okno technologiczne procesu zgrzewania wybuchowego na podstawie [22]

Linia I wyznacza najmniejszą prędkość zderzenia, przy której dochodzi do połączenia. Przeważnie wartość ta pokrywa się z wartością charakterystyczną dla obecności falistej geometrii połączenia, chociaż w przypadku miękkich metali nie jest to regułą. Wartości znajdujące się po lewej stronie prostej są zbyt małe, żeby uzyskać połączenie.

Linia II reprezentuje wartość krytyczną kąta  $\beta$  niezbędną do osiągnięcia zjawiska samooczyszczenia powierzchni łączonych materiałów za sprawą powstania strumienia kumulacyjnego, czasem nazywanego również strumieniem odwrotnym. Jest to wyprzedzający front zderzenia wypływ masy, poruszający się w kierunku łączenia. Dzięki jego obecności z powierzchni łączonych materiałów usunięte zostają tlenki i zanieczyszczenia zgromadzone na powierzchni komponentów.

Linia III reprezentuje górną granicę zgrzewania wskazującą zestaw parametrów, powyżej których dochodzi do nadtopienia łączonych materiałów, co jest niekorzystne z punktu widzenia wytrzymałości złącza.

Linia IV reprezentuje dolną granicę zgrzewania odnoszącą się do minimalnej prędkości powodującej wytworzenie ciśnienia wystarczającego na dociśnięcie materiałów łączonych na odpowiednio małą odległość i powstanie połączenia. Eksperymenty wykazały, że minimalna wartość ciśnienia jest około dziesięć razy większa od granicy plastyczności materiału o większej wytrzymałości.

Materiały wybuchowe przeznaczone do zgrzewania wybuchowego muszą spełniać szereg kryteriów, m.in.: prędkość detonacji nie mniejsza niż prędkość rozchodzenia się dźwięku w materiałach łączonych (jednocześnie nie mniejsza niż 1500 m/s); stabilność detonacji; maksymalne bezpieczeństwo w transporcie, przechowywaniu oraz eksploatacji; minimalny koszt; utrzymywanie właściwości przez długi czas. Najważniejszym parametrem kształtującym łączenie materiałów jest prędkość detonacji – stała dla danego materiału wybuchowego. Ta podstawowa cecha charakteryzująca materiał wybuchowy zależna jest od składu mieszaniny, a także gęstości i ziarnistości. Dla jednorodnych materiałów prędkość wzrasta wraz ze wzrostem gęstości, natomiast w przypadku mieszanin istnieje pewna graniczna prędkość, po osiągnięciu której następuje gwałtowny spadek lub nawet zatrzymanie reakcji. Bezpośrednio wpływa na prędkość zderzenia płyt z reguły opisywaną za pomocą wzorów wyznaczonych empirycznie [21]. Drugim parametrem pozwalającym kontrolować przebieg łączenia jest dystans wstępny (*ang. stand-off distance*). Większa odległość pomiędzy łączonymi elementami pozwala na rozpędzenie się płyty lotnej do większej prędkości i w efekcie osiągnięcie większej prędkości zderzenia.

Proces zgrzewania wybuchowego został dobrze poznany i szeroko opisany w literaturze. Jednakże, mimo wielu lat obecności w świadomości badaczy, niektóre zjawiska wciąż wymagają usystematyzowania lub doszczegółowienia. Aspektem budzącym największe zainteresowanie jest mechanizm formowania się falistego złącza. Pomimo wielu lat badań skutkujących obecnością narzędzi do symulacji, dających nierzadko satysfakcjonujące rezultaty, w środowisku badawczym nie ma konsensusu. Pierwsze próby wyjaśnienia zjawiska, przedstawione przez Abrahamsona [23], postulowały powstawanie fal w wyniku penetracji płyty bazowej przez strumień główny (płytę bazową) i cykliczne uwalnianie powstałego przed punktem zderzenia garbu. Rozwinięcie tej koncepcji przez zespół Bahrani, Black i Crossland [24] jest aktualnie najczęściej używane do opisu zjawiska powstawania fal międzypowierzchniowych. W pracy [25] przypisano kluczową rolę w tworzeniu wgłębienia strumieniowi odwrotnemu, a powstawanie zawirowań wyjaśnione jest uwięzieniem masy strumienia odwrotnego między garbem, a strumieniem głównym. Inne modele powstawania falistego połączenia oparte na niestabilności przepływu, zjawisku opływu przeszkody lub efektach fal naprężeniowych zostały szerzej przedstawione w pracy Walczaka [21]. Próby ilościowego opisu tego zjawiska korzystają z założenia, że w pewnych rodzajach zderzenia z dużą prędkością i odpowiednio wysokim ciśnieniu materiały zachowują się jak strugi płynu [26–28]. Mimo pewnych braków wskazanych przez Haya [29] metoda ta z powodzeniem używana jest do symulacji formowania się falistego złącza podczas zderzenia za pomocą SPH (ang. *Smooth Particle Hydrodynamics*). Analiza przepływu znajduje źródło powstawania zawirowań w zjawisku niestabilności Kelvina-Helmholtza, z którego wynika różnica prędkości sąsiadujących ośrodków i związane z nią ścinanie. Rozwinięcie tej koncepcji bez nakładania sprzecznych z obserwacjami warunków łączenia, tj. niezbędnej obecności przetopienia, zaproponował Nassiri [30].

W zależności od kierunków działania sił zewnętrznych i kompatybilności stałych sprężystości łączonych materiałów falista powierzchnia połączenia wygeneruje spiętrzenie naprężenia, co w połączeniu z lokalnymi defektami w postaci przetopień, mikropęknięć oraz kruchych faz międzymetalicznych może wpływać na proces powstawania uszkodzeń podczas eksploatacji.

Testy mechaniczne prowadzone na materiałach zgrzewanych wybuchowo wynikają z obowiązujących norm i indywidualnych umów pomiędzy zamawiającym a wykonawcą. Przytoczyć można wiele dokumentów opisujących w całości bądź częściowo praktyki wytwarzania, obrabiania i testowania materiałów zgrzewanych wybuchowo, m.in.: ASTM A623, A624, A625, B432, B625, B393, B551, B708. Aktualnie obowiązującym dokumentem

dotyczącym materiałów platerowanych z warstwą reakcyjną jest norma ASTM [31]. Uwzględnia wykonanie próby rozciągania, zginania, udarności, ścinania oraz ścinania przez rozciąganie, a także inspekcji złącza z wykorzystaniem metod ultradźwiękowych. Zawiera również szczegóły dotyczące geometrii, liczby i sposobu przygotowania próbek, a także miejsca ich pobrania. Pomimo wskazania innych dokumentów sugerujących, że w obszarze zastosowania materiałami platerowanymi jest przemysł jądrowy, chemiczny, a także militarny, gdzie liczne komponenty przenoszą obciążenia zmienne w czasie, żadna z wymienionych norm nie porusza problematyki badań zmęczeniowych. Jedynym dokumentem nawiązującym do badań zmęczeniowych kompozytów bimetalowych jest opracowanie [32], który dotyczy badań łączników spawalniczych aluminium/stal.

### 3. Przegląd stanu wiedzy

---

W niniejszym rozdziale przedstawiono przegląd prac z obszaru zmęczenia materiałów warstwowych wytwarzanych metodą zgrzewania wybuchowego. W opisie skupiono się na wynikach związanych z cechami strefy spoiny. Przegląd podzielono na podrozdziały ze względu na sposób obciążenia kompozytów. W podrozdziałach kolejność opisywanych prac utrzymano chronologicznie.

#### 3.1. Obciążenie siłą cyklicznie zmienną prostopadle do powierzchni połączenia

Böhm i Kowalski w pracy [33] przedstawili wyniki badań zmęczeniowych łączników spawalniczych prowadzonych w stanie naprężenia rozciąganie/ściskanie ze współczynnikiem asymetrii cyklu równym  $R = -1$ . Warstwą podstawową był zgrzany (pierwszy etap) wybuchowo kompozyt Steel Grade D – Aluminium A5083 z międzywarstwą technologiczną ze stopu tytanu Ti Grade 1. Materiałem nakładanym (drugi etap) był stop aluminium A1050. Po każdej ze stron przyspawany został element z materiału wierzchniego kompozytu. Z obserwacji autorów wynika, że pęknięcia zmęczeniowe pojawiały się po stronie słabszego materiału – aluminium. Zaobserwowano dwa przypadki inicjacji pęknięcia w połączeniu po zgrzewaniu wybuchowym, jednakże nie wskazano przyczyny tego zdarzenia.

Becker i inni [34] przedstawili analizę połączenia wybuchowego stali S355 o grubości 18 mm i stopu aluminium A5754 o grubości 18 mm z międzywarstwą technologiczną ze stopu aluminium A1050 o grubości 3 mm. Badania zmęczeniowe przeprowadzono na specjalnie zaprojektowanych w tym celu próbkach pozwalających na obciążanie materiału prostopadle do płaszczyzny połączenia powstałego wskutek zgrzewania wybuchowego. Badania zmęczeniowe wykonywane były dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu  $R = \{0,5; 0,1; -1\}$ . Wykonano również badania odporności połączenia w próbie cyklicznego skręcania. Próby te prowadzono na odpowiednio zmodyfikowanych próbkach dla różnych wartości współczynnika asymetrii cyklu  $R = \{0,3; 0,5\}$ . W przypadku cyklicznego rozciągania/ściskania 99,9% przebadanych próbek zostało uszkodzonych w miejscu łączenia stali S355 i A1050. Złom odznaczał się charakterystyczną dla połączenia falistością, co wskazuje na propagację pęknięcia w obrębie połączenia. Badania wytrzymałości zmęczeniowej przy cyklicznym obciążeniu skręcającym o współczynniku asymetrii cyklu  $R = 0,5$  autorzy określili jako niedające rozstrzygnięcia, w związku z czym wartość współczynnika zmieniono na  $R = 0,3$ . W przeciwieństwie do efektu zaobserwowanego w przypadku cyklicznego rozciągania-

ściskania, skręcanie powodowało uszkodzenie materiału na połączeniu pomiędzy Al 1050/Al 5754.

### **3.2. Obciążenie siłą cyklicznie zmienną równoległe do powierzchni połączenia**

W pracy Karolczuk i inni [35] materiał poddany badaniu wycięty został z dwóch zgrzanych wybuchowo płyt. Materiałami składowymi plateru były: 6 milimetrowa nakładana warstwa tytanu ASTM Grade 1 oraz 40 milimetrowa warstwa bazowa ze stali S355J2+N. Płyty poddane zostały odpuszczaniu w temperaturze 600°C. Próbki poddano obciążeniu siłą cyklicznie zmienną przyłożoną równoległe do powierzchni połączenia. Zastosowano obciążenia o współczynniku asymetrii cyklu równym  $R = -1$ . Za kryterium zniszczenia próbki przyjęto całkowitą utratę ciągłości materiału. W przypadku 80% próbek miejsce inicjacji pęknięcia zmęczeniowego zidentyfikowano na powierzchni stali.

Szachogłuchowicz i inni w pracach [36,37] przedstawili wyniki badań niskocyklowej trwałości zmęczeniowej trójwarstwowego kompozytu metalowego zgrzewanego metodą wybuchową w stanie przed i po obróbce cieplnej. Plater składał się z materiału bazowego AA2519, nakładanego Ti6Al4V oraz międzywarstwy technologicznej ze stopu aluminium AA1050. Scharakteryzowano dwie granice ośrodków: falowaną pomiędzy stopami aluminium oraz płaską pomiędzy stopem aluminium i stopem tytanu. Testy zmęczeniowe prowadzone były z sinusoidalnie zmienną amplitudą odkształcenia i niezerową wartością średnią. Kryterium zniszczenia materiału było pojawienie się pęknięcia w jednej z warstw kompozytu. W każdej z badanych próbek warstwa materiału podstawowego AA2519 nie ulegała uszkodzeniu jako pierwsza. Jako miejsce inicjacji pęknięcia zidentyfikowano granicę połączenia z międzywarstwą technologiczną. Pęknięcie opisano jako plastyczne z dużą ilością prążków zmęczeniowych. W przypadku wystąpienia pęknięcia materiału bazowego i nakładanego zidentyfikowano liczne poślizgi charakterystyczne dla zniszczenia plastycznego. Skonkludowano, że poddanie materiału obróbce cieplnej zwiększyło jego cykliczną stabilność o 20-45% w zależności od amplitudy odkształcenia. Materiał obrobiony cieplnie cechował się wyższą wytrzymałością w reżimie niskocyklowego zmęczenia.

Śnieżek i inni [38] przedstawili wyniki badań na warstwowym kompozycie metalowym wytworzonym w procesie zgrzewania wybuchowego, którego głównymi materiałami łączonymi były płyty ze stopu aluminium AA2519 (3 mm) oraz stopu tytanu Ti6Al4V (3 mm). W procesie spajania użyto także międzywarstwy technologicznej ze stopu aluminium AA1050 (0,8 mm). Testowano materiał przed i po obróbce cieplnej. Badania przeprowadzono

w wysokocyklowym reżimie obciążenia sinusoidalnie zmiennego ze stałą amplitudą naprężenia w stanie rozciągania ze współczynnikiem asymetrii cyklu równym  $R = 0,1$ . Największe korzyści z obróbki cieplnej w kontekście wytrzymałości zmęczeniowej, w przypadku próbek z otworem, zanotowano dla wysokich amplitud naprężenia (np. dla  $\sigma_a=250$  MPa trwałość elementu wzrosła z  $N_{exp}=2 \cdot 10^4$  do  $N_{exp}=5 \cdot 10^5$ ). Efekt ten nie został zaobserwowany dla amplitudy naprężenia poniżej  $\sigma_a=150$  MPa. Badania przeprowadzone na gładkich próbkach wykazały, że poprawa właściwości zmęczeniowych kompozytu po obróbce cieplnej jest zauważalna w prawie całym zakresie zastosowanych obciążeń. Dla maksymalnej amplitudy obciążenia  $\sigma_a = 350$  MPa materiał obrobiony cieplnie wykazywał dwukrotny wzrost trwałości zmęczeniowej. Dla obciążeń 300 MPa oraz 250 MPa było to odpowiednio 30% i 20%. Różnica zanika dla amplitudy naprężenia równej 175 MPa – blisko granicy zmęczenia. Nie zaportowano sposobu wyliczenia wartości naprężeń. Obserwacje powierzchni przełomów zmęczeniowych próbek bez obróbki cieplnej wykazały inicjację pęknięć na granicy połączenia Ti6Al4V/AA1050. Dla próbek po obróbce cieplnej inicjację pęknięć zmęczeniowych zaobserwowano na krawędziach warstw z AA2519 oraz Ti6Al4V.

Zhou i inni [39,40] (2018) przeprowadzili testy cyklicznego rozciągania o trzech współczynnikach asymetrii obciążenia ( $R=\{0,1 \ 0,3 \ 0,5\}$ ) na próbkach z trójwarstwowego kompozytu (po nieokreślonej obróbce cieplnej) z wierzchnią warstwą stopu cyrkonu Zr 702 (2 mm), międzywarstwą technologiczną z tytanu TA2 (2 mm) i warstwą bazową ze stali Q345R (2 mm). W próbkach zainicjowano szczelinę (1,1 mm) wzdłuż wszystkich warstw w celu obserwacji wzrostu jej propagacji. Zaobserwowano wpływ mikrostruktury przy strefie połączenia na wzrost pęknięcia. Skonkludowano, iż wpływ niezgodności właściwości mechanicznych sąsiadujących materiałów odpowiada za tendencję materiału do delaminacji. Podobne obserwacje zaportował Sugimura [41] na podstawie analizy układu bimetalowego ze stali austenitycznej i niestopowej o identycznych właściwościach sprężystych, a różniących się charakterystyką w zakresie odkształceń plastycznych. Autor zaobserwował, że w strefie deformacji plastycznej przy wierzchołku szczeliny dochodzi do interakcji z interfejsem usytuowanym prostopadle, która powoduje zamykanie pęknięcia, jeśli przemieszcza się w kierunku materiału o większej wytrzymałości lub amplifikację uszkodzenia, jeśli zjawisko postępuje w kierunku przeciwnym.

### 3.3. Obciążenie cyklicznie zmiennym momentem gnącym

Jiang i inni [42] dokonali obserwacji wzrostu pęknięcia zmęczeniowego od sztucznie zainicjowanej szczeliny. Próbki z kompozytu ze stali nierdzewnej 1Cr18Ni9Ti (10 mm) oraz stali 20G (11,5 mm) obrobionej cieplnie (860°C, 120 min) poddano cyklicznemu czteropunktowemu zginaniu o współczynniku asymetrii  $R = 0,1$ . Badania przeprowadzono dla próbek ze szczeliną w warstwie stali nierdzewnej i dla porównania w warstwie ze stali 20G. Obserwacje wzrostu pęknięć wykazały spadek prędkości propagacji w strefie złącza nie zależnie od miejsca sztucznie wprowadzonej szczeliny. Autorzy wyjaśnili zaobserwowane zjawisko efektem ochronnym (*ang.* shielding effect) wynikającym z interakcji powierzchni połączenia ze strefą odkształcenia plastycznego frontu szczeliny.

Ostroushko i Mazancova [43] zbadali wpływ obróbki cieplnej (600°C, 90 min) na trwałość zmęczeniową próbek z bimetalu z warstwą bazową z nierdzewnej stali Cr18Ni10 oraz warstwą nakładaną z tytanu Ti Gr 1. Próbki poddano cyklicznemu trójpunktowemu zginaniu z wartością średnią rozciągającą w warstwie tytanu ( $R = 0,1$ ). Wykazano niewielki wzrost trwałości bimetalu po obróbce cieplnej w zakresie dużej liczby cykli do zniszczenia (powyżej  $10^5$  cykli) ale spadek trwałości w zakresie małej liczby cykli do zniszczenia. Niewielka liczba próbek (5) nie uzasadnia wyciągnięcia istotnych wniosków.

Prażmowski i inni w pracach [44,45] poświęconych wytrzymałości zmęczeniowej zgrzewanego wybuchowo bimetalu składającego się ze stali P265GH i stopu cyrkonu Zr 700 przedstawili wyniki badań prowadzonych w stanie cyklicznego zginania ze stałą amplitudą momentu gnącego i współczynnikiem asymetrii cyklu  $R = -1$ . Otrzymane wyniki wskazują, że trwałość zmęczeniowa kompozytu jest około 3-5 razy mniejsza niż materiału bazowego. We wszystkich przypadkach inicjacja pęknięcia zmęczeniowego wystąpiła w materiale bazowym (P265GH) w próbkach o grubościach warstw w części pomiarowej równej 2 mm (materiał nakładany) oraz 5 mm (materiał bazowy). Porównania dokonano dla trwałości uzyskanych przy tych samych amplitudach momentu gnącego nie uwzględniając znacznie mniejszego modułu sprężystości materiałów nakładanego. Mniejszy moduł sprężystości wzdłużnej materiału nakładanego oznacza, że warstwa z materiału bazowego przenosi większe naprężenie. A zatem trwałość zmęczeniowa próbki warstwowej będzie mniejsza z powodu większego naprężenia, co nie ujawnia wykres trwałość-amplituda momentu gnącego.

W pracach Kurka i innych [46,47] zastosowano cykliczne wahadłowe dwupunktowe zginanie do wyznaczenia trwałości zmęczeniowej próbek z bimetalu z warstwą bazową ze stali S355J2+N i warstwy nakładanej ze stopu tytanu Ti Gr 1. Dla porównania badania wykonano

przed i po obróbce cieplnej (600°C, 90 min). Grubości warstw w części pomiarowej były sobie równe i wynosiły 3,5 mm. Naprężenia zostały wyliczone przy użyciu metody elementów skończonych zakładając liniowo-sprężystą odpowiedź materiału. Trwałości zmęczeniowe uzyskane dla próbek po obróbce cieplnej pokrywały się z trwałością zmęczeniową próbek jednorodnych ze stopu tytanu. Obróbka cieplna skróciła 6-krotnie trwałość zmęczeniową próbek bimetalowych w porównaniu do trwałości próbek nie poddanych obróbce cieplnej. Inicjacja pęknięć zmęczeniowych w próbkach nie poddanych obróbce cieplnej wystąpiła w warstwie tytanu. Natomiast trwałość zmęczeniowa próbek bimetalowych bez obróbki cieplnej była wyraźnie większa od trwałości próbek jednorodnych ze stali, a inicjacja pęknięć występowała w warstwie stali. Badania mikroskopowe strefy połączenia (przed testami mechanicznymi) ujawniły liczne strefy przetopień z mikropęknięciami. Rozkłady mikrotwardości  $HV_{0,1}$  ujawniły umocnioną strefę w stali i tytanie w odległości od złącza około 0,2 mm. Obróbka cieplna spowodowała odbudowę struktury przy złączu oraz spadek twardości. Usunięcie umocnienia odkształceniowego poprzez obróbkę cieplną przywróciło właściwości mechaniczne materiałów łączonych do ich stanu wejściowego. W rezultacie trwałość zmęczeniowa bimetalu została zdeterminowana najsłabszym elementem, czyli trwałością warstwy tytanu.

Wachowski i inni [48] zastosowali trójpunktowe cykliczne zginanie próbek bimetalowych z bazową warstwą ze stali S355J2+N (7,5 mm) i nakładaną z tytanu Ti Gr 1 (5,5 mm). Próby przeprowadzono z rozciągającą wartością średnią w warstwie tytanu ( $R = 0,1$ ). Dla porównania część próbek wykonano z materiału po obróbce cieplnej (600°C, 90 min). Obróbka cieplna spowodowała 3-krotny spadek trwałości w porównaniu do próbek bez obróbki cieplnej. Podobnie jak w pracach Kurka i innych [46] wykazano liczne mikropęknięcia w strefie przy złączu w materiale przed testami zmęczeniowymi. Dodatkowo wykazano istnienie kruchych faz międzymetalicznych (węglik tytanu TiC), których objętość zwiększyła się w wyniku obróbki cieplnej. Autorzy wskazali wzrost woluminu kruchych faz międzymetalicznych, jako przyczynę spadku trwałości zmęczeniowej. Pęknięcia zmęczeniowe zostały zainicjowane w warstwie tytanu.

Kwiatkowski i Rozumek [49] opisali trwałość zmęczeniową próbek pobranych z dwóch płyt składających się z materiału bazowego - stali P355NH – oraz materiału nakładanego (i) stali 316L i (ii) 254SMO. Dodatkowo wykonane zostały badania rozkładu twardości w obrębie połączenia, które wykazały wzrost twardości w obrębie połączenia (brak obróbki cieplnej). Badania wytrzymałości zmęczeniowej na cykliczne zginanie przy wysokiej i niskiej liczbie cykli o współczynniku asymetrii cyklu równym  $R = -1$  prowadzono przy stałej

amplitudzie momentu gnącego. Badania wykazały znaczny (nie określono) spadek trwałości w porównaniu do trwałości materiału bazowego. Badania przeprowadzone na identycznej geometrii próbki jak w badaniach [44] i [45]. Porównanie trwałości nastąpiło również na podstawie momentów gnących i trwałości, nie uwzględniając mniejszych modułów sprężystości materiałów nakładanych – co wyjaśnia obserwowany efekt.

Wachowski i inni [50] badaniom poddali płyty zgrzewane wybuchowo składające się z warstwy materiału bazowego – stali austenitycznej 316L oraz warstwy nakładanej – stopu tytanu Ti Gr 1 w stanie przed i po obróbce cieplnej (600°C, 90 min). Próbkę poddano cyklicznemu trójpunktowemu zginaniu z wartością średnią rozciągającą w warstwie tytanu ( $R = 0,1$ ). Złącze próbki znajdowało się w 5/12 jej grubości i przenosiło znacznie mniejsze obciążenia niż warstwy wierzchnie (7 mm warstwa stali i 5 mm warstwa tytanu). Materiał bezpośrednio połączeniu wykazywał wyższą trwałość zmęczeniową niż obrobiony cieplnie dla każdej z wartości obciążenia zastosowanej w badaniu. Różnice rosły w miarę spadku amplitudy obciążenia. Autorzy uzasadnili redukcję trwałości zmęczeniowej efektem wzrostu objętości kruchej fazy międzymetalicznej w obszarach przetopień. Inicjacja wszystkich pęknięć zmęczeniowych wystąpiła w warstwie tytanu.

Prace Corigliano i innych [51,52] poświęcone zostały badaniom zmęczeniowym prowadzonym w stanie cyklicznego trójpunktowego zginania na trójwarstwowym kompozycie składającym się z materiału podstawowego – stali ASTM A516 Gr 55 (19 mm) oraz materiałów nakładanych (międzywarstwa) – aluminium AA1050 (9,5 mm) i stopu aluminium AA5086 (6 mm). Badania prowadzono z udziałem wartości średniej rozciągającej w warstwie stopu aluminium AA5086 ( $R = 0,1$ ). Powierzchnia połączenia pomiędzy warstwami nakładanymi charakteryzuje się falistym kształtem typowym dla tego rodzaju procesu, natomiast połączenie pomiędzy aluminium a jego stopem było wypłaszczone. Posłużono się systemem wizyjnym ARAMIS do pomiaru odkształcenia (DIC) oraz kamerą na podczerwień w celu zarejestrowania zmiany temperatury podczas pracy. Zaobserwowano wzrost twardości materiału po zgrzewaniu w obrębie połączenia – szczególnie wyraźny w przypadku stali. Badania zmęczeniowe wykazały różne mechanizmy pękania materiału w zależności od obciążenia. Miejscem inicjacji pęknięcia była warstwa zewnętrzna ze stopu aluminium AA5086.

### **3.4. Podsumowanie**

W wielu z wymienionych prac autorzy nie wyliczają stanu naprężenia lub nie podają zastosowanej metodyki. Z punktu widzenia materiału niejednorodnego, jakim jest kompozyt

metalowy otrzymany metodą zgrzewania wybuchowego, zastosowanie wzorów i metod wyprowadzonych dla materiałów jednorodnych i izotropowych jest nieuzasadnione. W takich przypadkach wynik nie pozwala na odniesienie wyliczonych wartości i porównanie do innych struktur o podobnej budowie. Ukształtowanie próbki z zastosowaniem grubszej warstwy wysoko wytrzymałej stali w stosunku do słabszego cyrkonu spowoduje wzrost trwałości. Z drugiej strony, zmniejszenie jej udziału spowoduje przesunięcie charakterystyki zmęczeniowej w przeciwnym kierunku. Dla jednego poziomego obciążenia możemy zatem osiągnąć zupełnie inne trwałości. W wyniku otrzymujemy charakterystykę, którą trudno traktować jako odzwierciedlenie parametrów materiału, który zostanie użyty w praktyce. Analityczne opracowanie tego zagadnienia zaprezentowano w pracy Karolczuka i innych [53]. Model bazuje na kilku kluczowych założeniach. Przyjmuje się, że materiał każdej warstwy jest homogeniczny a rozkład odkształcenia w przekroju próbki poddanej osiowemu rozciąganiu jednorodny, co wynika ze sposobu przyłożenia obciążenia oraz mocowania próbki w uchwytach maszyny, a także doniesień literaturowych, np. pracy Borońskiego [54]. Dodatkowo model zakłada, że powierzchnia połączenia jest płaska, a zakres odkształcenia liniowo-sprężysty. Przyjęcie wymienionych założeń pozwala na sformułowanie równania równowagi sił w przekroju poprzecznym próbki:

$$\sum_{i=1}^k \varepsilon \cdot E^{(i)} \cdot A^{(i)} - F = 0, \quad (1)$$

gdzie  $\varepsilon$  odkształcenie osiowe,  $E^{(i)}$ - moduł Younga  $i$ -tej warstwy,  $A^{(i)}$ - pole przekroju  $i$ -tej warstwy,  $F$  - siła osiowa,  $k$  – liczba warstw. Przekształcenie równania względem odkształcenia oraz obustronne mnożenie przez moduł Younga jednej z warstw, pozwala na sformułowanie wyrażenia opisującego wartość naprężenia w każdej warstwie:

$$\sigma^{(i)} = \frac{F \cdot E^{(i)}}{\sum_{i=1}^k E^{(i)} \cdot A^{(i)}}, \quad (2)$$

gdzie  $\sigma^{(i)}$ - naprężenie osiowe w  $i$ -tej warstwie.

Innym podejściem zaprezentowanym w pracy [46] jest wykorzystanie MES do wyznaczenia naprężeń. Miarodajność osiągniętych wyników jest bardzo trudna do określenia i w przeanalizowanych przypadkach nie została zweryfikowana eksperymentalnie. Użycie metod numerycznych wymaga zastosowania modeli konstytutywnych materiałów składowych. Posługiwanie się parametrami materiałów rodzimych wynikających z certyfikatów, bądź ustalonych na podstawie badań mechanicznych jest najczęstszym rozwiązaniem. Badania metalograficzne oraz rozkładu mikrotwardości w przekroju materiałów platerowanych wybuchowo wskazują na zmianę właściwości mechanicznych w obrębie złącza. Wyrażnym

wskaźnikiem umocnienia przez zgniot jest wzrost twardości raportowany w pracach [44,53,55–58].

Probabilistyczna natura badań zmęczeniowych wymusza zastosowanie dużej ilości próbek do sporządzenia charakterystyk zmęczeniowych i określenia przedziałów ufności. Wiąże się to ze zwiększonym zapotrzebowaniem na materiał badawczy w stosunku np. do badań statycznych. W przypadku materiałów platerowanych przy użyciu warstw o specjalnych właściwościach, takich jak tantal, niob czy tytan, cena wyrobu jest bardzo wysoka i wpływa na ilość materiału przeznaczonego do badań. W konsekwencji zdarza się, że charakterystyka materiału wyznaczana jest na podstawie niewielkiej liczby punktów pomiarowych, co dodatkowo zwiększa niepewność uzyskanego wyniku. Mając na uwadze fakt, że materiał z natury jest niejednorodny, a jego właściwości wykazują charakter lokalny, szczególnie istotnym jest, aby zapewnić odpowiednią liczbę punktów pomiarowych i zweryfikować ich powtarzalność. Sposobem na zwiększenie rzetelności uzyskanych wyników jest wykonanie próbek do badań z obszaru wyrobu określanego jako najslabszy. Najczęściej jest to miejsce na płycie najbardziej oddalone od miejsca zapłonu materiału wybuchowego. W pracach [44,45,49,59] do sporządzenia charakterystyk wykorzystano jedynie 4 punkty pomiarowe, co z reguły pozwala na wyznaczenie właściwości statycznych, które charakteryzują się znacznie mniejszymi rozrzutami.

Żadna z przytoczonych prac nie podejmuje analizy odkształcenia w materiale zgrzewanym wybuchowo podczas obciążenia zmiennego w czasie. Ze względu na warstwową budowę materiału i wynikające z analiz naprężenia różnice w poszczególnych materiałach składowych, istotna wydaje się eksperymentalna weryfikacja pola odkształcenia podczas testów. Metodą adekwatną w przypadku rozważanych materiałów jest cyfrowa korelacja obrazu wykorzystana przez Borońskiego w [54] do opisu właściwości mechanicznych plateru podczas rozciągania.

Próby cyklicznego zginania materiałów wielowarstwowych otrzymanych metodą zgrzewania wybuchowego nie powinny być stosowane do oceny wpływu strefy spoiny na trwałość zmęczeniową. W testach zginania najbardziej wyężonymi miejscami są punkty skrajnie oddalone od warstwy obojętnej. Jak wykazały badania opisane w podrozdziale 3.3, w różnych próbach cyklicznego zginania, inicjacja pęknięcia zmęczeniowego zawsze występowała w warstwach zewnętrznych. Trwałość zmęczeniowa jest zdeterminowana trwałością warstw zewnętrznych. Trwałość kompozytów nie obrobionych cieplnie jest zazwyczaj większa z uwagi na umocnienie odkształceniowe. Umocnienie jest największe

w bliskiej odległości od złącza, ale jak wykazały badania twardości, strefa umocnienia osiąga grubość nawet do 2 mm, co wpływa na pozytywnie trwałość zmęczeniową warstw zewnętrznych. Stwierdzona zwiększona ilość kruchych faz międzymetalicznych w kompozytach po obróbce cieplnej wydzielona w strefach lokalnych przetopień przy złączy nie ma większego wpływu na trwałość w próbie zginania. Strefa wydzielonych faz kruchych znajduje się w warstwie znacznie mniej obciążonej niż warstwy zewnętrzne.

Testy wytrzymałości zmęczeniowej kompozytów obciążonych siłą prostopadłą do powierzchni połączenia są miarodajnymi próbami, do oceny wpływu strefy spojenia na trwałość. Taki przypadek obciążenia dotyczy najbardziej łączników spawalniczych (np. stal-aluminium) stosowanych w przemyśle stoczniowym.

W przypadku wymienników ciepła oraz zbiorników ciśnieniowych dominują naprężenia normalne w przekroju poprzecznym ścianek konstrukcji, czyli składowe stanu naprężenia równoległe do powierzchni spojenia płyty wielowarstwowej [17,60–62].

Z przeprowadzonej analizy dostępnych badań płyt wielowarstwowych otrzymanych metodą zgrzewania wybuchowego przy obciążeniach cyklicznych wynika, że pomimo dobrego rozpoznania licznych cech spojenia, mających potencjalny kluczowy wpływ na trwałość zmęczeniową, kwestia ta nie została wystarczająco zbadana. Problem wpływu strefy spojenia na trwałość zmęczeniową wybranych kompozytów został przeze mnie podjęty w pracach:

[63], w której zaprezentowałem własne wyniki eksperymentalne badań kompozytów z warstwami cyrkonu, tytanu i stali, ze szczegółową analizą miejsc inicjacji pęknięć zmęczeniowych;

[64], w której przedstawiłem własne wyniki badań trwałości zmęczeniowej kompozytów z nakładaną warstwą ze stopu tantalu, gdzie skupiono się na analizie mechanizmów uszkodzenia oraz specyfikacji miejsc inicjacji pęknięć zmęczeniowych;

[65], w której przedstawiłem wyniki nowych badań oraz zaproponowałem model do oceny wpływu wysokości fali połączenia na trwałość zmęczeniowych wybranych kompozytów.

W niniejszej pracy wykorzystałem wyniki prac już opublikowanych. Jakkolwiek, obecna forma jest bardziej szczegółowa, uzupełniona o dodatkowe dane, wykresy i ich analizę. Dodatkowo zaprezentowałem nowe wyniki badań eksperymentalnych wraz z ich analizą.

## 4. Cel, zakres i hipoteza badawcza pracy

---

Celem niniejszej pracy jest ocena wpływu strefy spojenia płyt wielowarstwowych wytworzonych metodą zgrzewania wybuchowego na trwałość zmęczeniową

Zakres badawczy:

- i. Eksperymentalne wyznaczenie trwałości zmęczeniowej próbek pobranych z jedenastu płyt wielowarstwowych przy różnych poziomach obciążenia cyklicznego.
- ii. Identyfikacja miejsc inicjacji pęknięć zmęczeniowych.
- iii. Charakterystyka strefy spojenia obejmująca wyznaczenie umocnienia materiału w pomiarze rozkładu mikrotwardości oraz cech geometrycznych powierzchni spojenia.
- iv. Opracowanie modelu do oceny wpływu cech strefy spojenia na trwałość zmęczeniową
- v. Ocena jednorodności pola odkształcenia.

Na podstawie przeglądu literatury oraz wykonanych badań wstępnych przyjęto następujące hipotezy:

- i. Defekty w postaci lokalnych stref przetopień z mikropęknięciami mogą być inicjatorami pęknięć zmęczeniowych w płytach wielowarstwowych.
- ii. Wysokość fali powierzchni spojenia może być efektywną miarą oceny wpływu niejednorodności złącza na trwałość zmęczeniową płyt wielowarstwowych.

## 5. Materiały

---

Praca obejmuje analizę wyników badań eksperymentalnych dla jedenastu warstwowych płyt wytwarzanych metodą wybuchową. Tylko jeden zestaw wyników badań został zaczerpnięty z badań innych badaczy (Ti-S355, Tabela 5.1, [35]). Pozostałe wyniki to rezultat badań własnych. Dla łatwiejszej identyfikacji poszczególnych konfiguracji, badania zostały podzielone na grupy. Podstawowym kryterium podziału był sposób obciążenia zmęczeniowego. Kompozytowych płyt testowanych z zerową wartością naprężenia średniego było siedem i zostały podzielone na dwie podgrupy w zależności od ilości warstw. Trzy z nich składały się z dwóch warstw: materiału bazowego i nakładanego, a pozostałe cztery wykonane zostały przy użyciu dodatkowej międzywarstwy technologicznej. Grupa płyt testowana z niezerową wartością średnią naprężenia zawierała trzy kompozyty. W tabeli 5.2 przedstawiono podstawowe właściwości mechaniczne wszystkich materiałów składowych. Wartości pochodzą z certyfikatów dostarczonych wyrobów, prób własnych lub zostały ustalone na podstawie literatury. W tabeli 5.1 zamieszczono wszystkie analizowane warianty materiałów wielowarstwowych wraz z nazwami, które obowiązują w pozostałej części pracy. Materiały składowe zostały ułożone w kolejności występowania wraz z odpowiadającymi im grubościami warstw. W każdym przypadku wyrobem końcowym zgrzewania wybuchowego była płyta kompozytowa, a z gotowych wyrobów odcięte zostały mniejsze fragmenty przeznaczone do przeprowadzenia badań mechanicznych, w tym zmęczeniowych.

Tabela 5.1 Materiały wielowarstwowe analizowane w pracy

Nazwa	Współczynnik asymetrii cyklu	Liczba warstw	Materiały składowe	Grubość warstwy [mm]
Ar-Ti-Al.(7)	R = 0	7	ARMCO	1
			Ti Grade 1	1
			AW-1050A	0,8
			ARMCO	1
			Ti Grade 1	1
			AW-1050A	0,8
			ARMCO	1
Ti-P265	R = 0	2	Ti Grade 11	6
			P265GH	50
Ta-Cu-P355	R = 0	3	Tantal R05200	1,5
			Cu (M1E)	1,5
			P355NL2	10
Ta-Cu-304L	R = 0	3	Tantal R05200	1,5
			Cu (M1E)	3,3
			X5CrNi18-10 (304L)	8
Ti-S355 [35]	R = -1	2	Ti Grade 1	6
			S355J2+N	40
Zr-10H2M	R = -1	2	Zr 700	3,5
			10CrMo9-10	18
Zr-P355	R = -1	2	Zr 700	3,5
			P355GH	20
Zr-Zr-P265	R = -1	3	Zr 700	10
			Zr 700	3,5
			P265GH	25
Zr-Ti-P265(i)	R = -1	3	Zr 700	10
			Ti Grade 1	2
			P265GH	14
Zr-Ti-P265(ii)	R = -1	3	Zr 700	10
			Ti Grade 1	2
			P265GH	14
Ti-Cu-P355	R = -1	3	Ti Grade 1	10
			Cu (M1E)	1,5
			P355GH	20

Tabela 5.2 Właściwości mechaniczne materiałów składowych

Materiał	Moduł Younga, $E$ [GPa]	Granica plastyczności, $R_{p02}$ lub $R_{eH}$ [MPa]	Wytrzymałość na rozciąganie, $R_m$ [MPa]	Twardość w skali Vickersa HV
Zr 700	101	216 ( $R_{p02}$ )	269	187
Ti Gr 1	109	251 ( $R_{p02}$ )	325	182
Ti Gr 11	105	281 ( $R_{p02}$ )	378	182
Cu (M1E)	128	103 ( $R_{p02}$ )	219	84
S355J2+N	204	417 ( $R_{eH}$ )	590	211
P265GH (Gr 60)	193	268 ( $R_{p02}$ )	391	177
P355GH (Gr 70)	200	371 ( $R_{eH}$ )	532	165
P355NL2	212	445 ( $R_{eH}$ )	549	184
10CrMo9-10	212	447 ( $R_{eH}$ )	568	180
X5CrNi18-10 (304L)	192	294 ( $R_{p02}$ )	608	234
Tantal	190	172 ( $R_{p02}$ )	267	136
AW-1050A	86	95 ( $R_{p02}$ )	112	-
ARMCO [66]	207	212 ( $R_{p02}$ )	270	140

## 5.1. Materiały wielowarstwowe poddane badaniom zmęczeniowym z zerową wartością średnią naprężenia

Siedem różnych materiałów wielowarstwowych poddano badaniom zmęczeniowym z zerową wartością średnią naprężenia. W celu łatwiejszej analizy i identyfikacji podzielono je dodatkowo ze względu na udział międzywarstwy technologicznej.

### 5.1.1 Materiały platerowane bez udziału międzywarstwy technologicznej

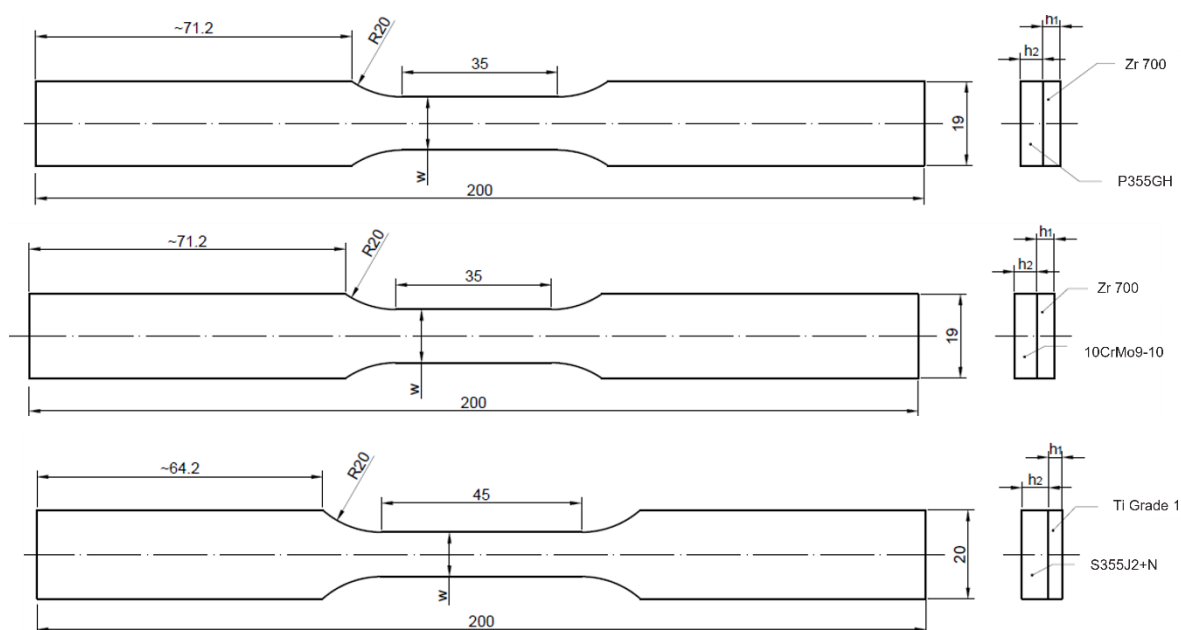
Dwuwarstwowe materiały platerowane cyrkonem różniły się między sobą gatunkiem stali i grubością płyty bazowej oraz dystansem wstępnym między łączonymi płytami. Jako materiał bazowy stosowano niskostopową stal konstrukcyjną do pracy w podwyższonych temperaturach 10CrMo9-10 oraz stal kotłową P355GH. Bimetal z wierzchnią warstwą tytanu oraz płytą bazową ze stali konstrukcyjnej S355J2+N [35] jako jedyny z tej grupy został poddany obróbce cieplnej polegającej na nagrzaniu do 600°C, wytrzymaniu przez 90 minut i powolnym chłodzeniu w piecu do temperatury 300°C z prędkością 100°C/h. Prędkość zderzenia i dystans wstępny pozostają tajemnicą przedsiębiorstwa i nie zostały przekazane przez producenta. W tabeli 5.3 zamieszczono wszystkie informacje charakteryzujące poszczególne warianty materiałów: grubość warstw, prędkość detonacji i dystans wstępny pomiędzy płytami.

*Tabela 5.3 Parametry łączenia materiałów bez międzywarstwy technologicznej*

Nazwa	Materiał nakładany	Grubość [mm]	Materiał bazowy	Grubość [mm]	Prędkość detonacji [m/s]	Dystans wstępny [mm]
Zr-P355	Zr 700	3,5	P355	20	2500	3
Zr-10H2M	Zr 700	3,5	10CrMo9-10	18	2500	9
Ti-S355	Ti Gr 1	6	S355J2+N	40	*	*

\* Dane utajnione

Na rysunku 5.1 zaprezentowano geometrię próbek dwuwarstwowych. Grubości poszczególnych warstw osiągnięto przez frezowanie kompozytu. Ich dokładne wartości zostały zmierzone za pomocą mikroskopu optycznego i zaprezentowane w tabeli 5.4.



Rysunek 5.1 Schematy przedstawiające kształt i wymiary próbek dwuwarstwowych do badań przy obciążeniach zmęczeniowych

Tabela 5.4 Zmierzone wymiary dwuwarstwowych próbek do badań przy obciążeniach zmęczeniowych

Nazwa kompozytu	Nr próbki	w [mm]	h <sub>1</sub> [mm]	h <sub>2</sub> [mm]
Zr-P355	F01	11,86	3,45	5,55
	F02	11,89	3,47	5,40
	F03	11,95	3,52	5,35
	F04	11,90	3,15	5,30
Zr-10H2M	F01	12,00	3,41	5,59
	F02	12,03	3,50	5,44
	F03	12,00	3,50	5,53
	F04	11,98	3,50	5,51
	F05	11,99	3,47	5,49
	F06	12,04	3,26	5,61
Ti-S355	F03	9,70	3,15	5,85
	F04	9,62	3,25	5,77
	F05	9,54	3,05	5,69
	F06	9,46	2,90	6,06
	F07	9,76	3,08	5,94
	F08	9,84	3,22	5,78
	F09	9,70	3,00	6,08
	F10	9,70	3,07	5,93
	F11	9,82	3,25	5,75
	F14	9,90	2,90	6,10
	F15	9,85	2,80	6,13
	F16	9,85	2,98	5,95

### 5.1.2 Materiały platerowane z udziałem międzywarstwy technologicznej

Korzyści wynikające ze stosowania międzywarstwy technologicznej w procesie zgrzewania wybuchowego są opisane w literaturze [67] oraz wynikają z doświadczenia

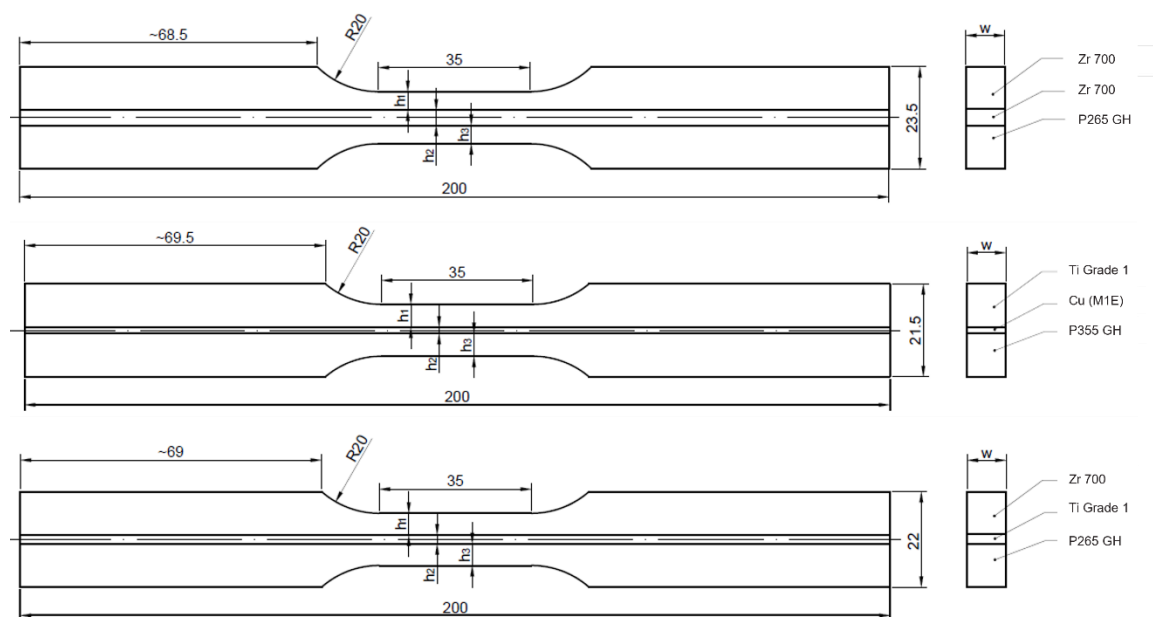
producenta. Dzięki zastosowaniu materiału pośredniego można poprawić parametry złącza, zwiększyć jego wytrzymałość, zredukować różnice właściwości sąsiadujących warstw, zapobiec powstawaniu niepożądanych faz [40,68]. W trzech płytach z wierzchnią warstwą cyrkonu Zr 700, jako materiał bazowy zastosowano stal kotłową P265GH. Dwie z nich wykonane zostały z udziałem międzywarstwy technologicznej z tytanu Ti Grade 1, a jedna z cyrkonu Zr 700. W płytach z międzywarstwą tytanu grubości warstw oraz prędkość detonacji były jednakowe. Różnica polegała na odległości wstępnej pomiędzy płytami, która wpływa na prędkość, z jaką zderzają się płyty podczas łączenia. Czwartym materiałem trójwarstwowym był kompozyt z wierzchnią warstwą tytanu Ti Grade 1. W tym przypadku materiałem pośrednim była techniczna miedź M1E. Parametry procesu nie zostały przekazane przez producenta. Dane dotyczące grubości poszczególnych warstw i znane parametry procesu zostały zestawione w tabeli 5.5.

*Tabela 5.5 Parametry łączenia materiałów z międzywarstwą technologiczną*

Nazwa	Materiał nakładany	Grubość [mm]	Międzywarstwa technologiczna	Grubość [mm]	Materiał bazowy	Grubość [mm]	Prędkość detonacji [m/s]	Dystans wstępny [mm]
Zr-Zr-P265	Zr 700	10	Zr 700	3,5	P265GH	25	3000	6 (Zr-Zr) + 25 (Zr-P265)
Ti-Cu-P355	Ti Gr 1	10	Cu	1,5	P355GH	20	*	*
Zr-Ti-P265(i)	Zr 700	10	Ti Gr 1	2,0	P265GH	14	2500	10
Zr-Ti-P265(ii)	Zr 700	10	Ti Gr 1	2,0	P265GH	14	2500	15

\* Dane utajnione

Geometria próbek trójwarstwowych różniła się względem dwuwarstwowych (przedstawionych w podrozdziale 5.1.1) ze względu na obecność warstwy pośredniej oraz ograniczoną ilość materiału badawczego. Na rysunku 5.2 przedstawiono schemat próbek zmęczeniowych wykonanych z tych kompozytów. Szczegółowe wartości zmierzone w poszczególnych próbkach zestawiono w tabeli 5.6.



Rysunek 5.2 Wymiary i kształt próbek trójwarstwowych do badań przy obciążeniach zmęczeniowych

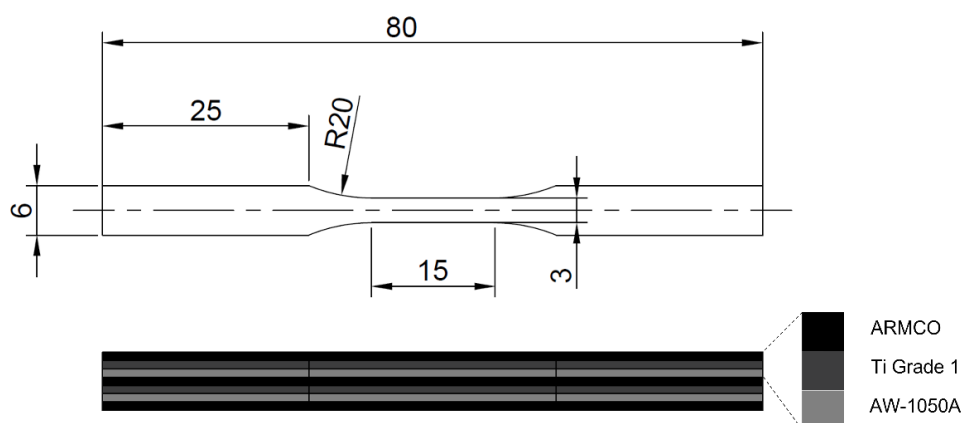
Tabela 5.6 Zmierzone wymiary trójwarstwowych próbek do badań przy obciążeniach zmęczeniowych

Nazwa kompozytu	Nr próbki	w [mm]	h <sub>1</sub> [mm]	h <sub>2</sub> [mm]	h <sub>3</sub> [mm]
Zr-Zr-P265	F01	8,99	4,43	3,50	4,11
	F02	8,93	4,35	3,50	4,15
	F03	8,97	4,55	3,50	4,06
	F04	8,9	4,45	3,50	4,27
	F05	8,93	4,31	3,50	4,18
	F06	8,98	4,41	3,50	4,19
	F07	8,98	4,41	3,50	4,19
Ti-Cu-P355	F01	9,04	5,22	1,40	5,40
	F02	9,02	5,03	1,43	5,56
	F03	8,96	5,09	1,37	5,48
	F04	9,04	5,21	1,49	5,18
	F05	9,03	5,35	1,41	5,18
	F06	9,03	5,36	1,46	5,01
Zr-Ti-P265i	F01	9,02	5,33	1,95	4,70
	F02	8,94	5,35	1,94	4,73
	F03	8,95	5,49	1,96	4,57
	F04	9,01	5,44	1,93	4,66
	F05	8,88	5,52	1,94	4,57
	F06	8,94	5,52	1,93	4,52
	F07	9,00	5,53	1,93	4,59
	F08	9,00	5,30	1,94	4,75
	F09	9,00	5,55	1,94	4,49
Zr-Ti-P265ii	F01	9,08	5,35	1,95	4,70
	F02	9,02	5,35	1,95	4,75
	F04	9,00	5,25	1,95	4,88
	F05	9,01	5,11	1,95	4,90
	F06	8,98	5,25	1,95	4,79
	F07	8,78	5,25	1,95	4,79
	F08	6,64	5,31	1,95	4,53

## 5.2. Materiały wielowarstwowe poddane badaniom zmęczeniowym z niezerową wartością średnią naprężenia

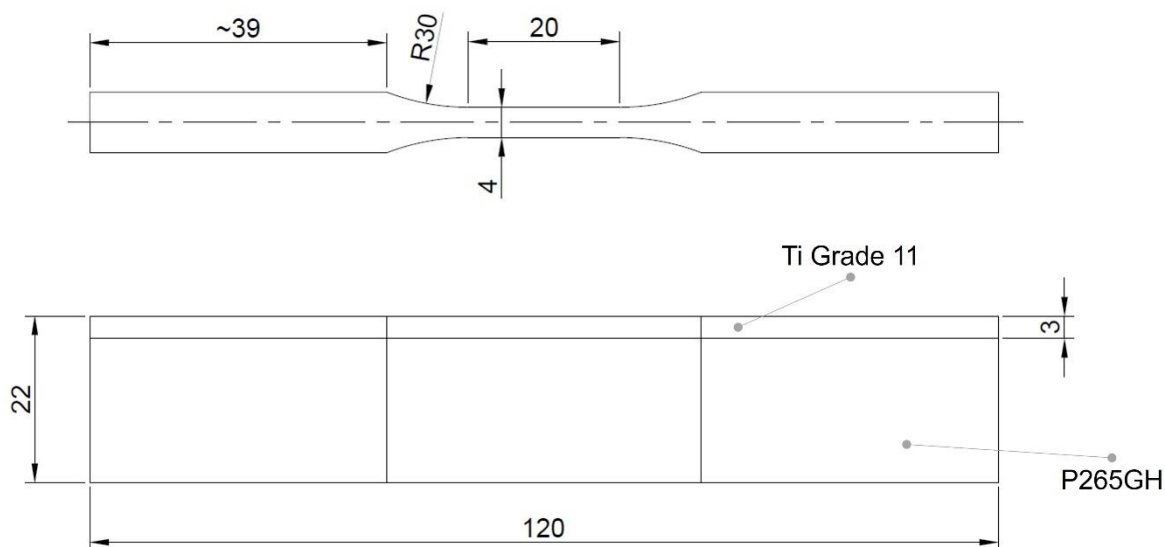
W ostatniej grupie kompozytów znalazły się:

- i. Siedmiowarstwowa płyta, w której w kolejności naprzemiennie występowały warstwy ARMCO, tytanu Ti Grade 1 oraz aluminium AW-1050A; Geometria próbki do badań przy obciążeniach zmęczeniowych została przedstawiona na rysunku 5.3. Przyjęto, że grubości poszczególnych warstw odpowiadały grubościom płyt wykorzystanych do wytworzenia kompozytu. Ich wymiary zestawiono w tabeli 5.1.



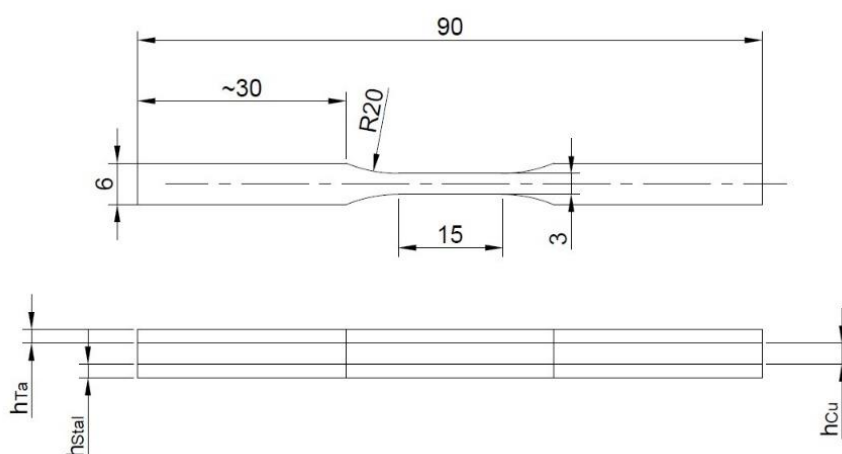
Rysunek 5.3 Wymiary i kształt próbki siedmiowarstwowej płyty Ar-Ti-Al(7) do badań przy obciążeniach zmęczeniowych

- ii. Bimetal z 6-milimetrową warstwą tytanu Ti Grade 11 nakładaną na 50-milimetrową płytę bazową ze stali P265GH. Geometria próbki została zaprezentowana na rysunku 5.4. Kompozyt został poddany obróbce cieplnej polegającej na nagrzanu do 600°C, wytrzymaniu przez 90 minut i powolnym chłodzeniu w piecu do temperatury 300°C z prędkością 100°C/h.



Rysunek 5.4 Kształt i wymiary próbki z bimetalu Ti-P265 do badań przy obciążeniach zmęczeniowych

- iii. Dwa warianty trójwarstwowego plateru z wierzchnią warstwą z tantalu. Różnica pomiędzy nimi wynikała z gatunku stali bazowej P355GH lub X5CrNi18-10 i grubości warstwy miedzi M1E wynoszącej odpowiednio 1,5 oraz 3,3 mm. Próbki do badań zmęczeniowych miały taki sam kształt i wymiary w rzucie głównym. Pokazano je na rysunku 5.5. Poszczególne warstwy zostały mierzone dla każdej próbki przy użyciu mikroskopu optycznego i zostały zestawione w tabeli 5.7.



Rysunek 5.5 Kształt i wymiary trójwarstwowej próbki do badań przy obciążeniach zmęczeniowych z wierzchnią warstwą z tantalu

Tabela 5.7 Zmierzone wymiary próbek z kompozytów Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L

Nazwa kompozytu	Nr próbki	w [mm]	h <sub>Ta</sub> [mm]	h <sub>Cu</sub> [mm]	h <sub>Stal</sub> [mm]
Ta-Cu-P355	F01	3,01	1,50	1,50	1,51
	F02	3,00	1,50	1,50	1,52
	F03	3,00	1,50	1,50	1,52
	F04	3,01	1,50	1,50	1,51
	F05	3,01	1,50	1,50	1,55
	F06	2,98	1,50	1,50	1,51
	F08	3,08	1,50	1,50	1,52
	F09	3,00	1,50	1,50	1,51
	F11	3,01	1,50	1,50	1,58
	F12	3,05	1,50	1,50	1,54
	F13	2,99	1,50	1,50	1,50
	F14	3,00	1,50	1,50	1,50
	F15	3,00	1,50	1,50	1,55
	F16	2,97	1,50	1,50	1,44
Ta-Cu-304L	F01	3,02	1,57	3,30	1,54
	F02	3,00	1,62	3,33	1,65
	F03	3,01	1,61	3,32	1,65
	F04	3,01	1,68	3,31	1,63
	F05	3,03	1,58	3,33	1,53
	F06	3,01	1,57	3,33	1,51
	F07	3,00	1,62	3,32	1,64
	F08	3,01	1,59	3,31	1,66
	F09	3,01	1,64	3,35	1,55
	F10	3,02	1,56	3,30	1,51
	F11	3,01	1,57	3,32	1,68
	F13	3,01	1,58	3,25	1,59
	F14	3,01	1,63	3,34	1,64
	F15	3,01	1,62	3,18	1,52

## 6. Metody badawcze

---

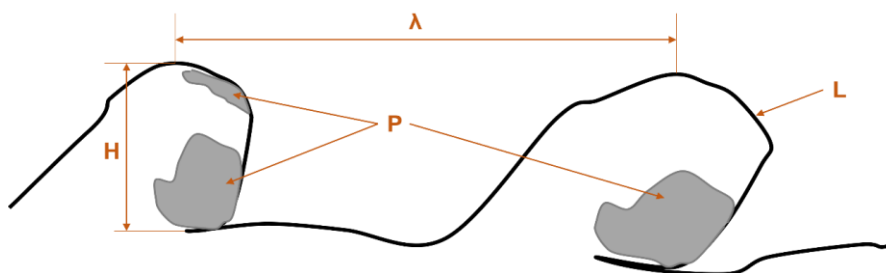
Część eksperymentalna pracy polegała na przeprowadzeniu badań zmęczeniowych składających się z testów prowadzonych w sposób ciągły, których celem było zarejestrowanie trwałości zmęczeniowej przy zadanym poziomie obciążenia, oraz testów przerywanych pozwalających na wykrycie miejsca inicjacji pęknięcia oraz ścieżki jego propagacji. Część badań przeprowadzono z wykorzystaniem zestawu do cyfrowej korelacji obrazu. Opisane zostały również pomiary podstawowych cech strukturalnych połączenia i rozkładu twardości. Do analizy wyników i ujawnienia zależności pomiędzy cechami materiałów, a ich trwałością zastosowano proces gaussowski dla regresji.

### 6.1. Testy zmęczeniowe

Badania zmęczeniowe polegały na cyklicznym rozciąganiu i ściskaniu ( $R = -1$ ) lub rozciąganiu ( $R = 0$ ) próbek przy stałej wartości amplitudy siły i jej wartości średniej. Sterowanie testem realizowane było przez zadawanie obciążenia na podstawie sinusoidalnie zmiennego sygnału. Siedem materiałów testowano z zerową wartością naprężenia średniego (ze współczynnikiem asymetrii cyklu równym  $R = -1$ ), a cztery z niezerową wartością naprężenia średniego (ze współczynnikiem asymetrii cyklu równym  $R=0$ ). Pomiar odkształcenia realizowany był za pomocą ekstensometru mechanicznego. Baza zastosowanego czujnika miała długość 10 mm lub 25 mm w zależności od długości pomiarowej próbki. Niektóre testy materiałów badanych z niezerową wartością średnią odbywały się bez pomiaru odkształcenia i rejestrowana była jedynie liczba cykli do zniszczenia. We wszystkich przypadkach całkowite przerwanie ciągłości materiału przyjęto jako kryterium zakończenia testu. W wybranych przypadkach do pomiaru odkształcenia zastosowano system DIC opisany szczegółowo w podrozdziale 6.6. W zależności od rodzaju materiałów, geometrii i zakresu stosowanego obciążenia badania zmęczeniowe realizowane były na różnych maszynach hydraulicznych: Heckert 63 kN z systemem sterowania firmy ZwickRoller, Instron 8852 i elektrycznej: Instron Electropuls E10000. Częstotliwość prowadzenia testu dobierana była w zależności od poziomu obciążenia w taki sposób, aby mieściła się w zakresie  $f=[1,20]$  Hz i nie powodowała nagrzewania się próbek.

## 6.2. Pomiary cech strukturalnych spoiny

Na podstawie zdjęć z mikroskopu optycznego opisano podstawowe parametry połączenia. Jego charakterystyczny falisty kształt powoduje, że do opisu powszechnie używane są dwie wielkości: długość  $\lambda$  i wysokość fali  $H$ . Wyselekcjonowane z partii materiału próbki są mierzone a wartości uśrednione wraz z odchyleniem standardowym stanowią opis geometrii złącza. Sposób pomiaru wraz z wartościami mierzonymi zaprezentowano na rysunku 6.1.



Rysunek 6.1 Schemat obrazujący pomiar parametrów złącza

Dodatkowo właściwości złącza opisać można uwzględniając zmianę mikrostruktury w warstwie graniczącej z połączeniem. Współczynnik równoważnej grubości przetopień  $RGP$  [69] informuje o ilości przetopień w odniesieniu do długości złącza i można go opisać zależnością:

$$RGP = \frac{\Sigma P}{L}, \quad (3)$$

gdzie  $P$  to pole wszystkich zidentyfikowanych stref przetopienia, a  $L$  to długość analizowanego fragmentu złącza. Należy mieć na uwadze, że wszystkie wartości opisujące cechy strukturalne złącza mają charakter lokalny. W związku z tym, występują wahania wartości w zależności od wybranej do obserwacji próbki.

## 6.3. Mikrotwardość

W momencie eksplozji występują znaczne odkształcenia płyty nakładanej. Dodatkowo przy zderzeniu warstwy wierzchnie obu materiałów doświadczają gwałtownego odkształcenia spowodowanego kolizją. Plastyczne odkształcanie materiału może być celowo użyte do zmiany właściwości mechanicznych (umocnienie odkształceniowe). Mechanizm takiej obróbki polega na intencjonalnym wprowadzeniu defektu w strukturze krystalicznej w postaci przemieszczenia płaszczyzn sieciowych. Efekt zagęszczenia dyslokacji w sieci krystalicznej metalu i ograniczenie możliwości ich propagacji można zaobserwować analizując przebieg krzywej zależności naprężenia i odkształcenia podczas statycznej próby rozciągania oraz przez wzrost

twierdności. W niniejszej pracy umocnienie odkształceniowe materiału w wyniku zgrzewania wybuchowego analizowano na podstawie rozkładu mikrotwardości w przekroju poprzecznym próbek. Mikrotwardość określa się na podstawie badania polegającego na pomiarze odkształcenia materiału pod wpływem obciążenia zadanego wgłębniakiem o masie do 200 gramów. W niniejszym przypadku posłużono się metodą Vickersa. Testy prowadzone były z siłą nacisku równą 500 mN. Do pomiaru wykorzystano urządzenie PICODENTODR HMSC. Próba twardości wykonywana jest w oparciu o normę DIN EN ISO 14577. Pomiaru wzdłuż linii przechodzącej przez wszystkie warstwy materiału pozwala uchwycić zmianę wartości tego parametru w obrębie złącza oraz w warstwach materiałów składowych kompozytu. Z kolei odniesienie jej do wartości referencyjnej charakterystycznej dla materiału rodzimego zostało użyte jako miara umocnienia materiału w obrębie połączenia.

#### **6.4. Obserwacje miejsc inicjacji pęknięć zmęczeniowych**

Badania zmęczeniowe zostały rozszerzone o monitorowanie miejsc inicjacji pęknięć. Celem tego zabiegu było uzyskanie dodatkowych informacji na temat mechanizmu i miejsca powstawania pęknięć oraz kierunku i prędkości ich wzrostu w funkcji liczby cykli obciążenia. Z każdej serii wybrano i przygotowano przez zeszlifowanie powierzchni bocznej jedną bądź kilka sztuk. Po zebraniu wystarczającej ilości danych estymowano trwałość zmęczeniową dla danej amplitudy i dobierano długość interwału z jakim prowadzono testy. Próbkę była montowana na maszynie zmęczeniowej i obciążana przez założoną liczbę cykli, a następnie zdejmowana i poddawana obserwacjom na mikroskopie optycznym. Po dokładnej inspekcji linii złącza i zarejestrowaniu obrazów ukazujących pęknięcia, ponownie montowana na maszynie i obciążana przez założoną liczbę cykli. Zabieg był powtarzany aż do zerwania. Długość interwału była dobierana w ten sposób, aby wynosił około 1/10 estymowanej trwałości dla testowanego poziomu obciążenia. Ze względu na rozrzuty towarzyszące badaniom zmęczeniowym wielkość ta pozwalała na wykonanie kilku lub kilkunastu serii zdjęć.

#### **6.5. Zdjęcia przełomów zmęczeniowych**

Przełomy wszystkich próbek fotografowano przy użyciu mikroskopu optycznego Nikon SMZ1270 w celu identyfikacji miejsca pęknięcia, obszaru propagacji pęknięcia zmęczeniowego oraz obszaru pęknięcia quasi-statycznego.

## **6.6. Monitorowanie in situ pęknięć zmęczeniowych oraz pola odkształcenia za pomocą cyfrowej korelacji obrazu**

Cyfrowa korelacja obrazu to bezdotykowa, optyczna metoda wykorzystywana do pomiaru pola przemieszczenia, deformacji, czy odkształcenia. Podstawą tej metody jest zarejestrowanie serii cyfrowych obrazów podczas badania, a następnie ich przechowanie i poddanie analizie. Idea leżąca u podstaw metody polega na podziale pozyskanych obrazów na grupy pikseli (*ang. subset*), identyfikacji położenia tych grup na kolejnych obrazach oraz opisaniu relacji ich położenia. Do zalet cyfrowej korelacji obrazu można zaliczyć:

- zdolność do obserwacji pól o różnych rozmiarach,
- wysoką rozdzielczość pomiarową w pełnym polu obserwacji,
- uzyskanie lokalnych i globalnych wartości mierzonych,
- możliwość analizy pełnego pola odkształcenia,
- niewrażliwość na warunki prowadzenia badań,
- zdolność do prowadzenia pomiarów w wielu kierunkach.

Użytkownik musi sobie jednak zdawać sprawę z pewnych ograniczeń i utrudnień wiążących się z jej stosowaniem do pomiarów pola odkształcenia. Należą do nich np. mniejsza dokładność względem konwencjonalnych metod takich jak zastosowanie rozet tensometrycznych lub ekstensometru. Sama procedura jest o wiele bardziej skomplikowana niż założenie czujnika na próbkę. Rzetelny pomiar wymaga każdorazowej kalibracji układu optycznego dla nowych warunków pomiarowych. Przy obserwacji małych pól – prowadzeniu badań z dużym powiększeniem – mogą pojawić się utrudnienia związane z niewystarczającą głębią ostrości. Powierzchnia każdej próbki musi zostać odpowiednio przygotowana. W literaturze można znaleźć informacje na temat wykorzystania naturalnej chropowatości materiału, jednakże w celu przeprowadzenia testów z dużą rozdzielczością często wymagane jest zapewnienie wysokiego kontrastu i odpowiedniej ilości przejść tonalnych w ramach grupy pikseli tworzącej punkt pomiarowy. Przygotowanie powierzchni polega najczęściej na naniesieniu białego podkładu i pokryciu go czarnymi plamkami (*ang. speckle*). Rozmiar plamek determinuje wielkość grupy pikseli, która pozwoli na jednoznaczne zidentyfikowanie punktu w serii zdjęć.

### **6.6.1 Wykorzystanie DIC w badaniach zmęczeniowych**

Obecność systemów cyfrowej korelacji obrazu w badaniach mechanicznych jest coraz bardziej powszechna. Wykorzystanie tej technologii znajduje coraz szersze zastosowanie do

pomiarów podczas badań z zakresu zmęczenia materiałów i mechaniki pękania [70–79]. Szczególnie, w przypadku materiałów kompozytowych czy warstwowych otrzymanych w różnych procesach łączenia [80–87].

Dla przykładu, w pracy [88] użyto 2D DIC do identyfikacji właściwości sprężystych i plastycznych wielowarstwowego materiału na bazie czystego aluminium i mosiądzu Cu63Zn, wytworzonego przy użyciu metody akumulacyjnego walcowania pakietowego. Wyznaczono podstawowe właściwości mechaniczne materiału takie jak: moduł Younga, współczynnik Poissona, granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie, a także współczynnik anizotropii i wykładnik umocnienia odkształceniowego.

Gonzalez i inni w pracy [89] wykonali badanie przyrostu pęknięcia zmęczeniowego na próbkach RCT (*ang. round compact tension*). DIC użyto do pomiaru cyklicznego odkształcenia plastycznego w obrębie czoła pęknięcia podczas zmęczeniowego testu przy obciążeniu blokowym i kontroli współczynnika intensywności naprężenia. Ze względu na małe pole obserwacji wynoszące 3 mm na 3,5 mm zastosowano mikroskop stereoskopowy wyposażony w dwie 5-megapikselowe kamery. Takie rozwiązanie pozwoliło uniknąć problemu z głębią ostrości oraz dystorsji związanej z dużymi współczynnikiem reprodukcji (duże powiększenie) i przełożyło się na rozdzielczość pomiarową wynoszącą 1,6  $\mu\text{m}$ /piksel. Tak małe pole obserwacji wymagało przygotowania powierzchni z odpowiednio małymi plamkami (*ang. speckles*). Wykonano je nanosząc pył z tonera na podkład wykonany białą farbą. Nagrywano pełne cykle w taki sposób, że częstotliwość obciążenia zredukowano do 0,01 Hz i wykonywano 100 zdjęć w czasie jednej sekundy.

Boroński [87] zastosował cyfrową korelację obrazu do opisu lokalnych właściwości mechanicznych kompozytu metalowego wytworzonego metodą zgrzewania wybuchowego. Badanie obejmowało wycinki poszczególnych warstw kompozytu składającego się z trzech materiałów AA2519-AA1050-Ti6Al4V testowanych w warunkach statycznego i zmęczeniowego obciążenia. Wyznaczone właściwości mechaniczne zostały porównane z wartościami obliczonymi z wykorzystaniem pomiarów mikrotwardości. Zauważono, że zmierzone wartości mikrotwardości prowadzą do przeszacowania wartości granicy plastyczności i wytrzymałości na zrywanie w stosunku do wyników badań eksperymentalnych. Jednakże, ich rozkład w przekroju poprzecznym koresponduje z rozkładem wytrzymałości poszczególnych warstw. Pomiar odkształcenia posłużył także do wyznaczenia parametrów cyklicznego odkształcenia poszczególnych materiałów składowych kompozytu. Ustalono, że model Ramberga-Osgooda nie oddaje cyklicznego zachowania materiału Ti6Al4V i nie

powinien być używany do oceny wytrzymałości materiału w pełnym zakresie odkształcenia plastycznego. Dodatkowo zaobserwowano niestabilność cykliczną w materiałach poszczególnych warstw, polegającą na umocnieniu w przypadku stopów aluminium i osłabieniu stopu tytanu z jednoczesnym wzrostem wytrzymałości w odniesieniu do statycznej próby rozciągania.

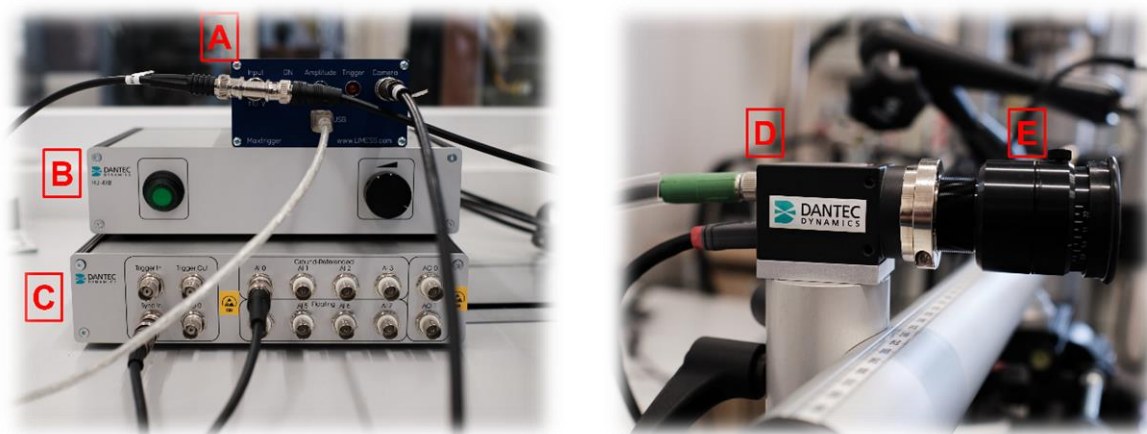
Przykładem wykorzystania DIC w badaniu kompozytu zgrzewanego wybuchowo jest również praca Yan-song Guo [84], w której zaprezentowano wyniki dynamicznych testów prowadzonych z wykorzystaniem SHPB (*ang. split Hopkinson pressure bars*). Materiał poddany badaniu w formie kostek składał się z czystego tytanu oraz jego stopu Ti6Al4V. Obciążenie zostało zadane prostopadle to powierzchni połączenia. Układ pomiarowy wyposażony został w superszybką kamerę nagrywającą z prędkością 150 tys. klatek na sekundę, co pozwoliło zarejestrować odpowiedź układu na falę przechodzącą przez materiał badany z prędkością około 5000 m/s.

Shanlin Li i inni [77] zastosowali metodę cyfrowej korelacji obrazu w połączeniu ze skaningowym mikroskopem elektronowym do obserwacji odkształcenia na poziomie ziaren superstopu na bazie niklu IN617B. Korelacja została przeprowadzona na podstawie zdjęć uzyskanych w wyniku wykonania testów przerywanych. Ze względu na ekstremalnie małe pole obserwacji powierzchnia materiału została pokryta proszkiem krzemowym o ziarnistości 200 nm.

W pracy nad propagacją uszkodzenia zmęczeniowego w stali niestopowej [76] skorelowano wyniki odkształcenia zmierzone za pomocą DIC z dwiema innymi metodami: emisji akustycznej (*ang. modal acoustic emission*) oraz spadku potencjału (*ang. direct current potential drop*). Wykazano zgodność otrzymanych wyników w różnych warunkach obciążenia.

#### 6.6.2 Proces prowadzenia badań z DIC

W pracy posłużono się komercyjnym systemem cyfrowej korelacji obrazu firmy Dantec Dynamics Q-400 pokazanym na rysunku 6.2.



Rysunek 6.2 Układ pomiarowy do cyfrowej korelacji obrazu

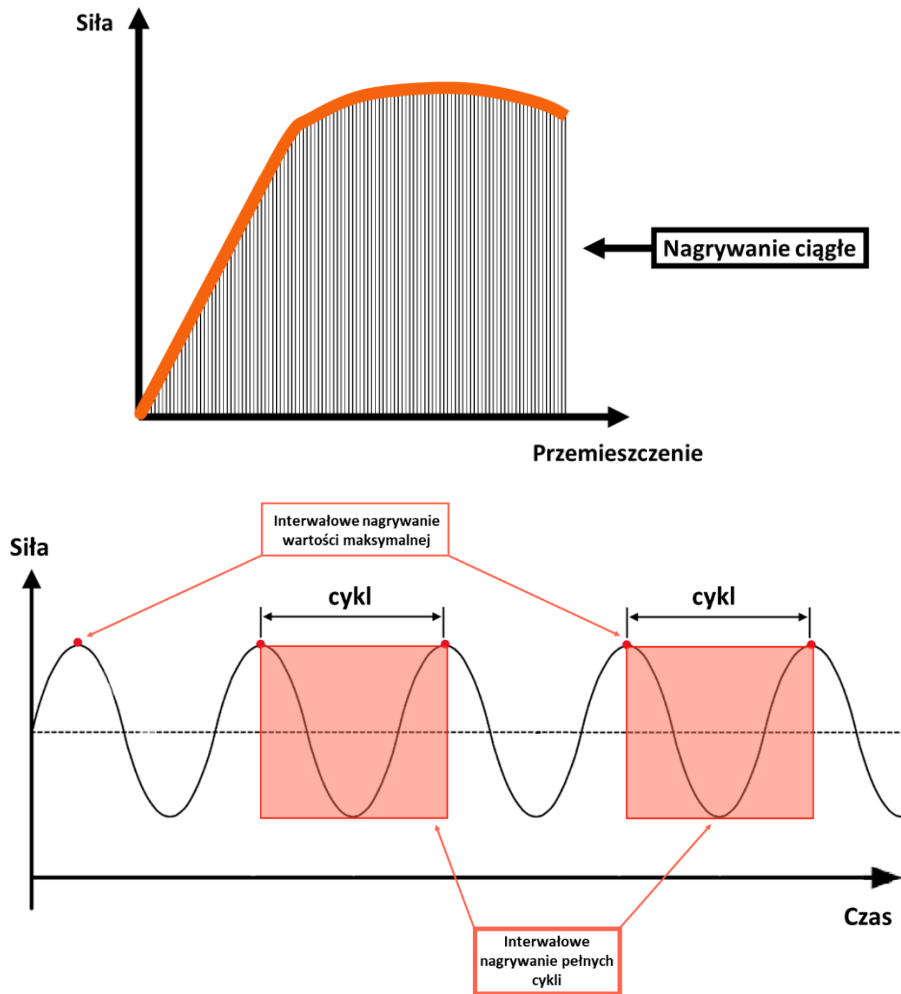
Składał się z następujących elementów:

- urządzenia przetwarzającego sygnał analogowy z kontrolera maszyny zmęczeniowej – Maxtrigger (rysunek 6.2 A);
- urządzenia kontrolującego i synchronizującego pracę kamer - Q-400 trigger unit (rysunek 6.2 C);
- źródła światła monochromatycznego - light box (rysunek 6.2 B),
- kamery Q-400 o rozdzielczości 5 Mpix (rysunek 6.2 D),
- obiektywu Schneider Kreuznach Xenoplan 2.8/50 (rysunek 6.2 E),
- pierścieni dystansujących.

Procedura prowadzonych badań była następująca:

- wybranie próbki do monitorowania *in situ* ewolucji pola odkształcenia,
- przygotowanie powierzchni – nakładanie podkładu i plamek za pomocą aerografu,
- ustawienie systemu DIC,
- montaż próbki w uchwytach maszyny zmęczeniowej,
- wykonanie zdjęć referencyjnych przy bez obciążenia,
- dopasowanie procedury akwizycji danych podczas testów zmęczeniowych,
- rejestracja danych podczas badania,
- opracowanie danych, dobór parametrów korelacji i przeprowadzenie obliczeń,
- analiza wyników.

Badania prowadzone były z wykorzystaniem trzech różnych procedur akwizycji danych. Na rysunku Rysunek 6.3 pokazano schematy ilustrujące zasadę działania każdej z nich.



Rysunek 6.3 Procedury rejestracji odkształcenia z wykorzystaniem DIC

- i. Nagrywanie ciągłe to procedura inicjowana ręcznie podczas próby statycznego zrywania lub nagrywania pętli histerezy w trakcie trwania testów zmęczeniowych. Parametrem sterującym jest częstotliwość wykonywania zdjęć, np. 50 Hz oraz ich liczba. Wartość dobierana była w taki sposób, aby zapewnić odpowiednią liczbę punktów pomiarowych do uzyskania gładkiego przebiegu.
- ii. Nagrywanie interwałowe szczytowej wartości obciążenia polegało na zautomatyzowanej inicjacji wykonania zdjęcia na podstawie sygnału analogowego siły pochodzącego z kontrolera maszyny zmęczeniowej. Sygnał był przetwarzany przez urządzenie Max Trigger. Parametrem sterującym był interwał z jakim następował pobór danych. W oprogramowaniu Instron 4.7. określa się go jako współczynnik skali (*ang. scaling factor*), przez który podzielona zostaje częstotliwość sygnału analogowego. Przypisanie współczynnikowi wartości 200 powoduje, że rejestrowana jest jedna klatka, co każde 200 cykli.

- iii. Nagrywanie interwałowe pełnych cykli to zautomatyzowana procedura pobierania serii danych – określonej liczby klatek z predefiniowaną częstotliwością – w zadeklarowanych przez użytkownika interwałach czasowych. Możliwe jest zatem nagranie pełnych cykli w trakcie trwania testów zmęczeniowych w celu wyznaczenia pętli histerezy. Parametrami sterującymi jest częstotliwość wykonywania zdjęć i ich liczba, a także odstęp czasowy z jakim zainicjowane ma zostać nagrywanie.

## **6.7. Proces gaussowski dla regresji do oceny związku między trwałością zmęczeniową, obciążeniem, wysokością fali powierzchni spojenia**

### **6.7.1 Podstawy**

Proces Gaussowski (GP) dla regresji jest nieparametryczną metodą probabilistyczną umożliwiającą odwzorowanie nieliniowej i wielowymiarowej funkcji. Metoda jest zaliczana do metod uczenia maszynowego, czyli algorytmów poprawiających swoje działanie na podstawie doświadczenia zgromadzonego podczas ekspozycji na przykładowe dane. Podstawy teoretyczne tej metody można znaleźć między innymi w pracy Rasmussena i Williamsa pt. „Gaussian Processes for Machine Learning” [90]. Nieparametryczność modelu otrzymanego za pomocą GP polega na braku założenia o funkcjonalnej formie poszukiwanej funkcji. W efekcie model oparty na GP potrafi rozpoznać ukryte wzorce, w tym silnie nieliniowe i wielowymiarowe w danych treningowych i odwzorować je dla danych, których model „nie widział”. Obecnie modelowanie za pomocą GP jest dostępne w wielu pakietach, np. scikit-learn w języku programowania Python lub Statistics and Machine Learning Toolbox w programie Matlab. W niniejszej pracy GP jest narzędziem do poszukiwania i ustalenia relacji między wybranymi cechami złącza, obciążeniem a trwałością zmęczeniową. Jednakże, w celu prawidłowego przeprowadzenia procesu treningu, optymalizacji modelu, oceny i interpretacji otrzymanych wyników wymagane jest poznanie podstaw GP.

Proces gaussowski to zbiór zmiennych losowych  $f(\mathbf{x})$ , gdzie skończona liczba  $n$  tych zmiennych  $f(\mathbf{x}_1), \dots, f(\mathbf{x}_n)$  charakteryzuje się łącznym rozkładem normalnym prawdopodobieństwa  $p(f(\mathbf{x}_1), \dots, f(\mathbf{x}_n))$  [90]. Proces jest określony przez funkcję wartości średnich  $m(\mathbf{x})$  oraz funkcję kowariancji  $k(\mathbf{x}, \mathbf{x}')$  opisane przez

$$m(\mathbf{x}) = \mathbb{E}[f(\mathbf{x})], \quad (4)$$

$$k(\mathbf{x}, \mathbf{x}') = \mathbb{E}[(f(\mathbf{x}) - m(\mathbf{x}))(f(\mathbf{x}') - m(\mathbf{x}'))], \quad (5)$$

gdzie  $\mathbb{E}[\cdot]$  oznacza wartość oczekiwaną,  $\mathbf{x}'$  to punkt w przestrzeni wielowymiarowej, dla której wyznaczono kowariancję względem punktu  $\mathbf{x}$ . GP można wyrazić jako

$$f(\mathbf{x}) \sim GP(m(\mathbf{x}), k(\mathbf{x}, \mathbf{x}')). \quad (6)$$

GP definiuje rozkład nad funkcją dla skończonej liczby punktów  $\mathbf{x}_1, \dots, \mathbf{x}_n$ , gdzie  $\mathbf{x}_i$  jest  $d$  wymiarowym wektorem ( $\mathbf{x}_i \in \mathbb{R}^d$ ). Oznacza to, że dla każdego losowego powtórzenia, otrzymane wartości  $f(\mathbf{x}_1), \dots, f(\mathbf{x}_n)$  tworzą inną funkcję (*ang. distribution over function*). Według GP, kowariancja  $k(\mathbf{x}, \mathbf{x}')$  będąca miarą podobieństwa wartości  $f(\mathbf{x}), f(\mathbf{x}')$  jest określona tylko przez parę punktów  $\mathbf{x}, \mathbf{x}'$ . Funkcja kowariancji  $k(\mathbf{x}, \mathbf{x}')$  definiuje składowe macierzy kowariancji

$$\mathbf{K} = \begin{bmatrix} k(\mathbf{x}_1, \mathbf{x}_1) & \dots & k(\mathbf{x}_1, \mathbf{x}_n) \\ \vdots & & \vdots \\ k(\mathbf{x}_n, \mathbf{x}_1) & \dots & k(\mathbf{x}_n, \mathbf{x}_n) \end{bmatrix}. \quad (7)$$

Wszystkie cechy funkcji  $f(\mathbf{x})$  są zdeterminowane przez wartości średnie  $m(\mathbf{x})$  oraz macierz kowariancji  $\mathbf{K}$ . Najczęściej przyjmuje się, że  $m(\mathbf{x}) = 0$  z uwagi na wystarczającą elastyczność GP do modelowania dowolnej wartości średniej [90] oraz [91]. Rozkład a priori nad funkcją otrzymujemy przed wprowadzeniem informacji zawartej w danych treningowych. Rozkład ten ulega przekształceniu (zawężeniu) w rozkład a posteriori po wprowadzeniu danych treningowych do modelu i zastosowaniu wnioskowania bayesowskiego. W większości przypadków bezpośrednia obserwacja funkcji  $f(\mathbf{x})$  w danych empirycznych nie jest możliwa. Skończona dokładność czujników pomiarowych sygnałów sterujących, wynikowych oraz niepowtarzalność próbek badawczych prowadzi do obserwacji charakteryzujących się losowym rozrzutem wyników. Zatem, poszukiwana funkcja  $f(\mathbf{x})$  jest zaszumiona, co można przedstawić jako

$$y = f(\mathbf{x}) + \epsilon \sim \mathcal{N}(0, \sigma_y^2), \quad (8)$$

gdzie  $\sigma_y^2$  to wariancja szumu  $\epsilon$  o rozkładzie normalnym  $\mathcal{N}$  i zerowej wartości średniej. Założenie o obserwacji zaszumionego sygnału jest wprowadzone do macierzy kowariancji  $\mathbf{K}$  przez zwiększenie wartości jej głównej przekątnej, czyli

$$\mathbf{K}_y = \mathbf{K} + \sigma_y^2 \mathbf{I}, \quad (9)$$

gdzie  $\mathbf{I}$  jest macierzą jednostkową o wymiarze  $n$ . Oznaczając przez  $\mathbf{y}$  obserwowane wartości sygnału wyjściowego (wektor zaszumionych wartości poszukiwanej funkcji) oraz przez  $\mathbf{f}_*$  przewidywane wartości poszukiwanej funkcji, łączny rozkład przedstawiamy jako

$$\begin{bmatrix} \mathbf{y} \\ \mathbf{f}_* \end{bmatrix} \sim \mathcal{N} \left( 0, \begin{bmatrix} \mathbf{K}_y & \mathbf{K}_* \\ \mathbf{K}_*^T & \mathbf{K}_{**} \end{bmatrix} \right), \quad (10)$$

gdzie  $\mathbf{K}_* = k(\mathbf{X}, \mathbf{X}_*)$  to macierz kowariancji estymowana dla wszystkich par punktów danych treningowych  $\mathbf{X}$  i danych testowych  $\mathbf{X}_*$  o wymiarze  $n$  na  $n_*$ ;  $\mathbf{X}$  to macierz  $d$  na  $n$  treningowych danych wejściowych  $\{\mathbf{x}_i\}_{i=1}^n$ ;  $\mathbf{X}_*$  to macierz o wymiarze  $d$  na  $n_*$  testowych danych wejściowych. Macierze te wyznaczają składowe macierzy kowariancji  $\mathbf{K}_{**} = k(\mathbf{X}_*, \mathbf{X}_*)$ ,  $\mathbf{K} = k(\mathbf{X}, \mathbf{X})$ . Stosując wnioskowanie bayesowskie, po złożonych przekształceniach przedstawionych w pracy [92] otrzymano zależności na medianę wartości poszukiwanej funkcji dla punktów testowych  $\mathbf{X}_*$

$$\boldsymbol{\mu}_* = \mathbf{K}_*^T \mathbf{K}_y^{-1} \mathbf{y}, \quad (11)$$

oraz macierz kowariancji

$$\boldsymbol{\Sigma}_* = \mathbf{K}_{**} - \mathbf{K}_*^T \mathbf{K}_y^{-1} \mathbf{K}_*, \quad (12)$$

której składowe głównej przekątnej wyznaczają wariancję wartości funkcji dla punktów testowych.

Przedstawione równania (11) i (12) charakteryzują dwie główne zalety GP w porównaniu do modeli otrzymanych przy zastosowaniu popularnych sztucznych sieci neuronowych. Po pierwsze, otrzymano zależności analityczne, co znacznie ułatwia i przyspiesza optymalizację parametrów zastosowanej funkcji kowariancji  $k$ . Po drugie, model GP wyznacza niepewność przewidywanych wartości funkcji, co jest unikatową cechą modelu uczenia maszynowego. Kolejną cechą GP, istotną w przypadku kosztownych badań eksperymentalnych jest możliwość przeprowadzenia procesu treningowego na stosunkowo niewielkiej liczbie obserwowanych punktów [93].

### 6.7.2 Wielkości wejściowe – predyktory

Dobór predyktorów modelu jest kluczowy do stworzenia wiarygodnego modelu, na podstawie którego, możliwe jest rzetelne wnioskowanie. Rozważano różne wielkości jako predyktory trwałości zmęczenia, jednakże, aby zapewnić niezależność wielkości

wejściowych, która jest niezbędna dla spełnienia warunku wielowymiarowego rozkładu normalnego, oraz umożliwić relatywnie nieskomplikowaną analizę wyników, zdecydowano się na dwa predyktory. W niniejszym przypadku wybrano średnią wysokość fali  $H$  dla powierzchni połączenia z płytą stalową oraz amplitudę odkształcenia  $\varepsilon_a$  w połowie trwałości zmęczeniowej. Posłużenie się amplitudą siły jest nieadekwatne ze względu na różnice w geometrii próbek, a amplituda naprężenia w warstwie stali nie uwzględnia wpływu rodzaju i ułożenia sąsiadujących warstw. Równe przemieszczenie części chwytowych próbki testowanej umożliwia przyjęcie założenia o równomiernym rozkładzie odkształcenia przez warstwy kompozytu. Przyjęto zatem, że odkształcenie będzie dobrą miarą zadanego obciążenia. Przyjęcie długości fali  $\lambda$  powierzchni falistej połączenia jako dodatkowego predyktora nie jest uzasadnione, ponieważ wielkość ta jest skorelowana z wysokością fali  $H$ . Twardość mogłaby być dobrą miarą wytrzymałości kompozytu, świadczą o tym liczne badania [94]. Jednakże, rozkład twardości w przekroju próbki kompozytowej jest nierównomierny, co powoduje trudności w uzasadnieniu wyboru miejsca pomiaru. Wysokość fali połączenia jest wynikiem zastosowanych parametrów zgrzewania, odpowiedzi materiałów na zderzenie płyt – co wynika z ich właściwości fizycznych. Wysokość fali powinna być związana z polem naprężeń własnych, wielkością obszarów przetopień oraz ilością mikropęknięć. Zatem, wysokość fali jest wielkością, która wiąże wiele efektów wpływających na wytrzymałość zmęczeniową i z tego powodu jest dobrym kandydatem na predyktor w modelu GP. W związku z tym, wektor wielkości wejściowych można zapisać, jako  $\mathbf{x} = [\varepsilon_a \ H]$ . W celu zapewnienia rozkładu normalnego wartości wyjściowych modelu GP posłużono się zlogarytmowaną liczbą cykli  $N$  do zniszczenia [95], czyli  $y = \log(N)$ .

### 6.7.3 Funkcje kowariancji

Wybór odpowiedniej funkcji kowariancji (*ang. covariance function, kernel*) z reguły ogranicza się do dobrze sprawdzonych funkcji i wynika z obszaru zastosowania. Do najczęściej stosowanych funkcji kowariancji ogólnego przeznaczenia zalicza się m.in.:

i. EX (*exponential*)

$$k(\mathbf{x}_i, \mathbf{x}_j) = \sigma_k^2 \exp\left(-\frac{\sqrt{(\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j)^T (\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j)}}{l}\right), \quad (13)$$

ii. SE (*squared exponential/exponentiated quadratic/Gaussian kernel*)

$$k(\mathbf{x}_i, \mathbf{x}_j) = \sigma_k^2 \exp\left(-\frac{1}{2l^2} (\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j)^T (\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j)\right), \quad (14)$$

gdzie  $\sigma_k$  to odchylenie standardowe sygnału wolnego od szumu,  $l$  – parametr skali. Innymi popularnymi funkcjami kowariancji są również *Matern 3/2*, *Matern 5/2* oraz *rational quadratic*. Ich zastosowanie w badaniach zmęczenia zaprezentowano w pracy [96]. W popularnych środowiskach programistycznych często wykorzystywane są również funkcje kowariancji nazywane *ARD* (*ang. automatic relevance determination*), które pozwalają na użycie innego współczynnika skali dla poszczególnych zmiennych. Dzięki takiemu rozwiązaniu w modelu może zostać ujęta niezależnie waga poszczególnych danych wejściowych, a w przypadku wykrycia wielkości, która nie wpływa na wyniki, funkcja kowariancji może stać się względem niej prawie niezależna. Przykładowo funkcja *ARD-SE* przyjmuje postać:

$$k(\mathbf{x}_i, \mathbf{x}_j) = \sigma_k^2 \exp\left(-\frac{1}{2} (\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j)^T \mathbf{M} (\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j)\right), \quad (15)$$

gdzie  $\mathbf{M}$  jest macierzą parametrów skali. Jeśli wszystkie wymiary wektora  $\mathbf{x}$  są skalowane przez ten sam parametr skali  $l$  to taką funkcję kowariancji nazywamy izotropową. W takim przypadku  $\mathbf{M} = l^{-2} \mathbf{I}$ . Dla funkcji anizotropowych (*ARD*),  $\mathbf{M}$  jest macierzą diagonalną, czyli  $\mathbf{M} = \text{diag}(l_i)^{-2}$ , gdzie  $l_i = l_1, \dots, l_d$  to składowe wektora charakterystycznych parametrów skali dla każdego wymiaru. Parametry funkcji kowariancji estymowane zostały metodą największej wiarygodności (*ang. maximum marginal likelihood*). Logarytm funkcji największej wiarygodności przyjmuje postać [90]

$$LL = -\frac{1}{2} \mathbf{y}^T \mathbf{K}_y^{-1} \mathbf{y} - \frac{1}{2} \log |\mathbf{K}_y| - \frac{n}{2} \log 2\pi, \quad (16)$$

gdzie  $|\mathbf{K}_y|$  jest wyznacznikiem macierzy  $\mathbf{K}_y$ . Optymalizacja parametrów, czyli poszukiwanie maksimum wyrażenia (16) przeprowadzono za pomocą gradientowej metody quasi-Newtona. Z uwagi na fakt, że funkcja ta nie musi być wypukła i mogą występować lokalne maksima, powodzenie w osiągnięciu globalnego ekstremum zależy od wartości początkowych. Możliwe jest wykonanie optymalizacji parametrów za pomocą optymalizacji bayesowskiej, minimalizacji błędu średniokwadratowego przez sprawdzian krzyżowy na danych spoza populacji. Jednakże, w pracy [97] przedstawiono eksperymentalną weryfikację wpływu rozkładu pierwotnego na działanie modelu dla różnych funkcji kowariancji. W przypadku *SE* wybór ten w niewielkim stopniu wpływa na prognozowanie modelu. Bardziej istotne znaczenie

zanotowano dla cyklicznych funkcji kowariancji. Autorzy skonkludowali, że decydujący wpływ na działanie modelu ma wybór funkcji kowariancji.

Metoda została zaadoptowana w kilku pracach dotyczących predykcji trwałości zmęczeniowej przy obciążeniu wieloosiowym lub blokowym, a także badań nad propagacją pęknięcia zmęczeniowego [98–101].

W pracy model GP został wykorzystany do ustalenia zależności pomiędzy amplitudą odkształcenia osiowego  $\varepsilon_a$ , wysokością fali  $H$  zidentyfikowaną w połączeniu z warstwą ze stali danego kompozytu oraz zlogarytmowaną liczbą cykli do zniszczenia  $N$ , tj. estymowano powierzchnię regresji  $\varepsilon_a - H - N$  wraz z 95% przedziałem predykcji.

## 7. Wyniki badań eksperymentalnych

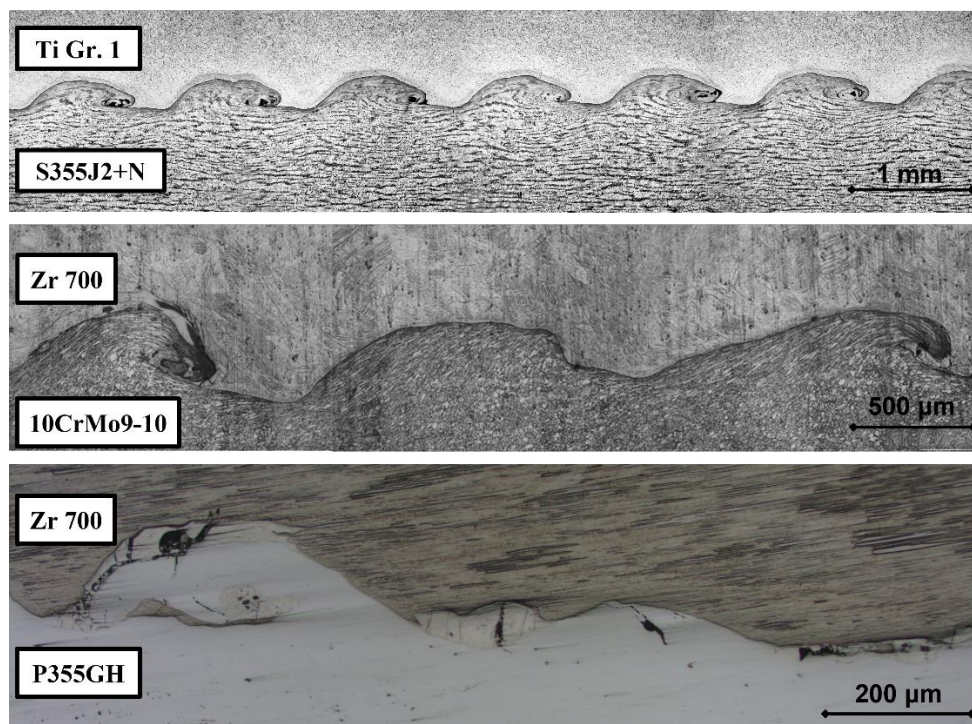
---

W niniejszym rozdziale przedstawiono wyniki badań eksperymentalnych według podziału opisanego w rozdziale 5. Zawierają liczbę cykli obciążenia do zniszczenia kompozytu zarejestrowane dla zadanych poziomów obciążenia, wartości opisujące parametry złącza, wartości mikrotwardości, informacje na temat miejsca inicjacji pęknięcia, opis ścieżki propagacji na podstawie wybranych pęknięć zmęczeniowych, a także ewolucję pola odkształcenia w trakcie trwania testu zmęczeniowego dla materiałów badanych z wykorzystaniem DIC.

### 7.1. Materiały testowane z zerową wartością średnią naprężenia

#### 7.1.1 Materiały bez udziału międzywarstwy technologicznej

Charakterystyka złącza materiałów dwuwarstwowych stworzona została na podstawie obserwacji mikroskopowych oraz pomiarów rozkładu mikrotwardości w przekroju poprzecznym. Na rysunku 7.1 przedstawiono zdjęcia mikroskopem optycznym strefy zgrzania, tzw. interfejs. Typowa dla procesu zgrzewania wybuchowego falowana geometria jest efektem dynamicznego zderzenia materiałów składowych przy ekstremalnych parametrach ciśnienia i gradientów temperatury [21]. Silnie odkształcone, w kierunku propagacji fali detonacji, ziarna świadczą o wielkości energii odkształcenia plastycznego, obecnej w czasie spajania materiałów. Powstające u szczytu fali wiry często są miejscem lokalizacji przetopień, co wskazuje na osiągnięcie przez materiał temperatury powodującej przemianę fazową. Obecność sąsiadujących z nimi twardych faz międzymetalicznych przypisuje się wysokim prędkościom nagrzewania i chłodzenia materiałów [102]. Zidentyfikowane wartości wysokości i długości fali wraz z wyliczonym wskaźnikiem RGP zaprezentowano w tabeli 7.1. W grupie dwuwarstwowych kompozytów ujawniono różne mechanizmy inicjacji pęknięcia zmęczeniowego. Pęknięcie główne prowadzące do zniszczenia miało swoje źródło w warstwie wierzchniej materiału bazowego, połączeniu lub występowało mieszanie.



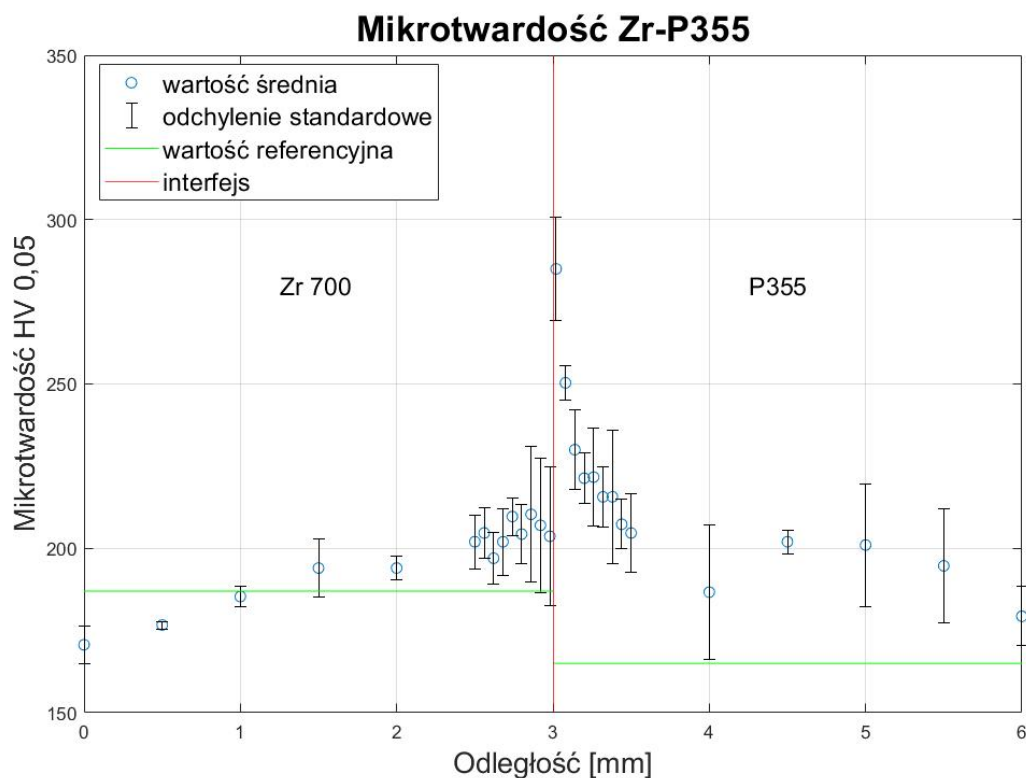
Rysunek 7.1 Zdjęcia stref zgrzania kompozytów dwuwarstwowych

Tabela 7.1 Parametry geometryczne powierzchni zgrzania kompozytów dwuwarstwowych (wartość średnia  $\pm$  odchylenie standardowe)

Nazwa	Wysokość fali, $H$ [ $\mu\text{m}$ ]	Długość fali, $\lambda$ [ $\mu\text{m}$ ]	RGP [ $\mu\text{m}$ ]
Zr-P355	$122 \pm 28$	$577 \pm 129$	12,6
Zr-10H2M	$276 \pm 73$	$1384 \pm 166$	13,5
Ti-S355	$132 \pm 43$	$627 \pm 154$	2,9

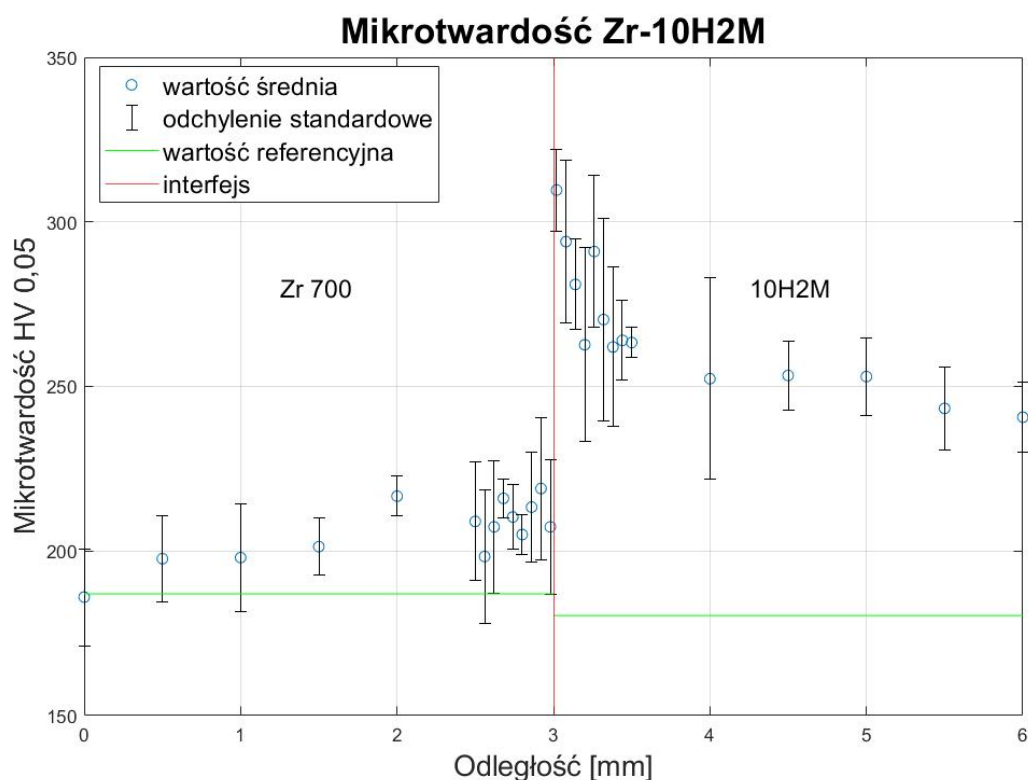
Badania mikrotwardości wykazały umocnienie poszczególnych warstw kompozytów względem materiałów składowych. Na rysunkach 7.2, 7.3 i 7.4 zaprezentowano wykresy obrazujące rozkład średniej wartości mikrotwardości  $HV_{0,05}$  w okolicy połączenia wraz z odchyleniem standardowym oraz wartością referencyjną w każdej z warstw.

W przypadku Zr-P355 (rysunek 7.2) zarejestrowano niewielki wzrost twardości w warstwie cyrkonu w odległości 0,5 mm od złącza. Najwyższa zanotowana wartość  $HV_{0,05}$  wynosiła 210, co stanowi 112% wartości referencyjnej. W warstwie stali twardość osiągała maksimum równe 285, czyli 173% wartości referencyjnej.



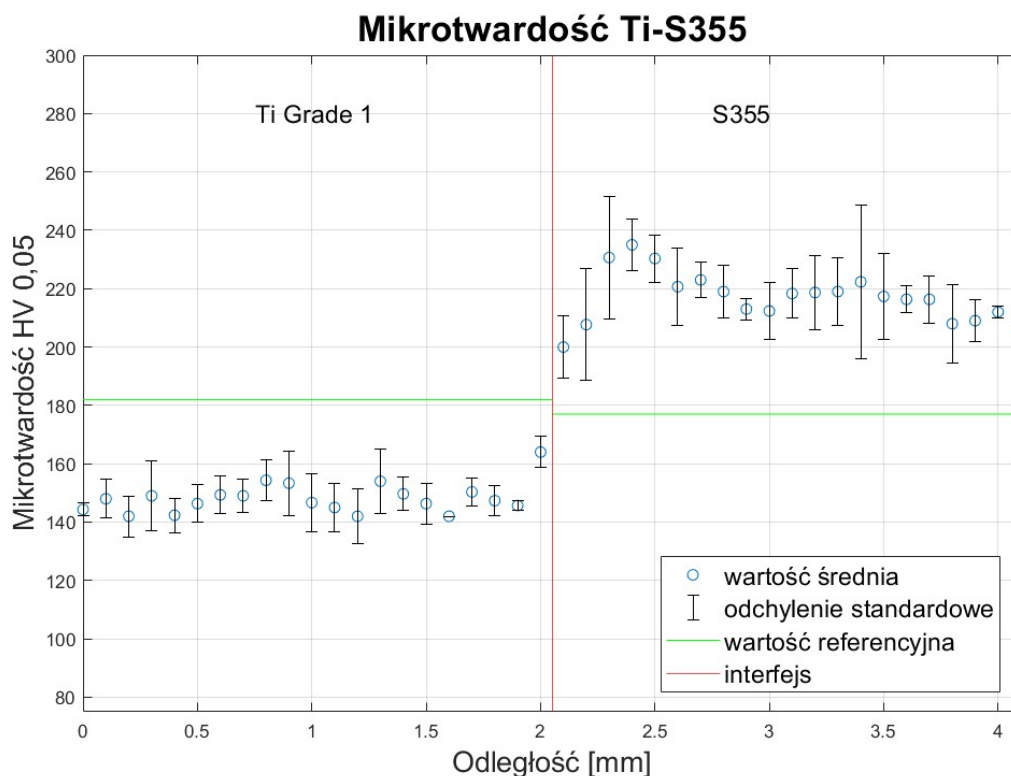
Rysunek 7.2 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym Zr-P355

Podobnie wyniki kształtowały się w kompozycie Zr-10H2M (rysunek 7.3), gdzie maksymalna wartość twardości HV<sub>0,05</sub> w warstwie cyrkonu wyniosła 219. Najwyższa zanotowana wartość w warstwie stali równa 309,7 stanowiła 172% wartości referencyjnej. Punkt pomiarowy znajdował się w bezpośrednim sąsiedztwie interfejsu. W odległości około 0,5 mm wartości mikrotwardości stabilizowały się w okolicy 250.



Rysunek 7.3 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym Zr-10H2M

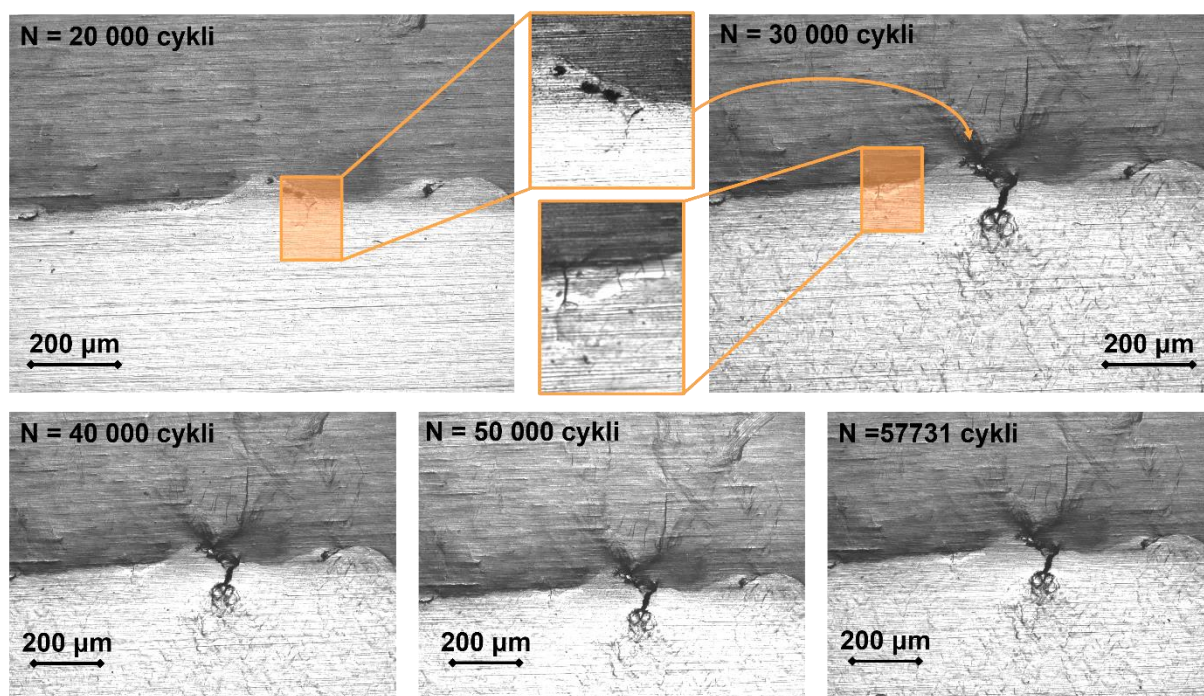
W kompozycie Ti-S355 (rysunek 7.4) zaobserwowano wzrost wartości mikrotwardości względem wartości referencyjnych w obu warstwach, jednakże skutkiem zastosowanej obróbki cieplnej był spadek twardości w bezpośrednim sąsiedztwie złącza po stronie stali. Wyjaśnieniem takiego stanu rzeczy jest zachodząca dekarbonizacja stali przez dyfuzję atomów węgla w kierunku warstwy tytanu. Wiąże się to z powstaniem twardych faz TiC w obrębie połączenia, co zostało opisane przez Morizono [103]. Ze względu na stosowanie wgłębnika o bardzo niewielkich rozmiarach wynik pomiaru zależy ściśle od lokalizacji punktu pomiarowego. Opisanie rozkładu wartością średnią z trzech linii pomiarowych pozwala uchwycić jego charakter, jednakże słupki błędów wskazują, że w niektórych miejscach wystąpiły znaczące rozrzuty.



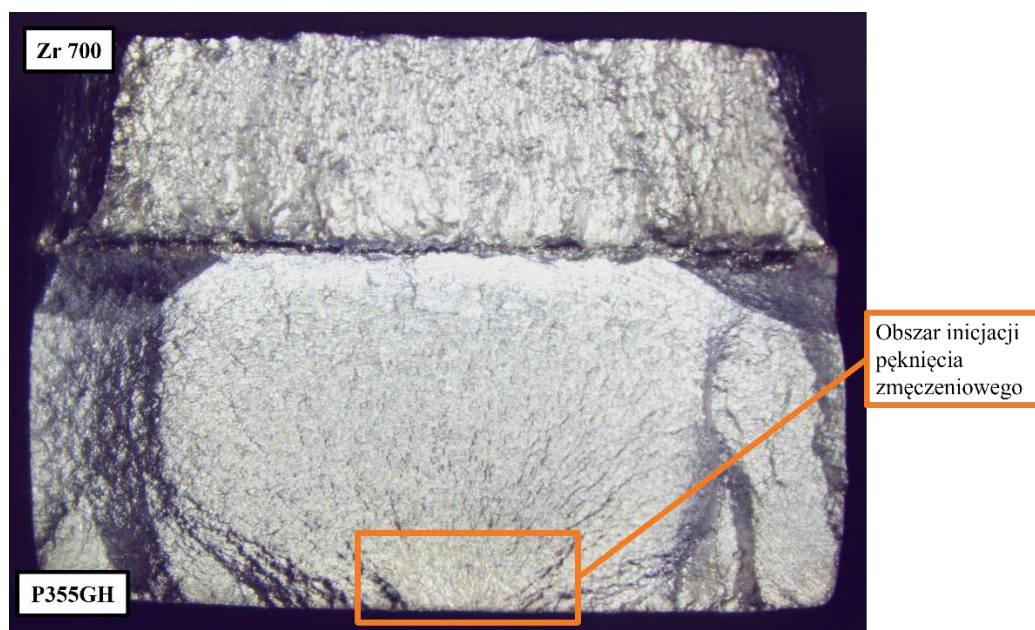
Rysunek 7.4 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym Ti-S355

Inicjacją pęknięcia zmęczeniowego w warstwie stali, z dala od połączenia, charakteryzował się materiał Zr-P355. Jak wykazały obserwacje mikroskopowe przełomów, wszystkie próbki uległy zniszczeniu w wyniku propagacji pęknięcia zmęczeniowego od powierzchni materiału bazowego. Działo się tak pomimo występowania pęknięć w obrębie połączenia. Te drobne uszkodzenia materiału zlokalizowane były w strefach przetopienia. Podczas testów przerywanych wykazano, że ich inicjacja następuje w początkowej fazie badania, można je zaobserwować już około 1/3 trwałości zmęczeniowej. Następnie propagują przez warstwę cyrkonu Zr 700, jednak nie doprowadzają do przerywania ciągłości materiału. Dzieje się to na skutek rozwoju pęknięcia zapoczątkowanego na powierzchni stali w późniejszej fazie testu. Na rysunku 7.5 pokazano serię zdjęć obrazującą rozwój pęknięcia zmęczeniowego zarejestrowanego podczas interwałowej inspekcji złącza dla próbki badanej przy amplitudzie naprężenia równej 21 kN. Jej trwałość zmęczeniowa wynosiła 57 731 cykli. Niewielkie pęknięcie w połączeniu zaobserwowano już po 20 000 cykli. W ciągu następnych 10 000 cykli nastąpił gwałtowny wzrost uszkodzenia, któremu towarzyszyło powstawanie nowych pęknięć zarówno w złączu, jak i warstwie cyrkonu. Kolejne przepracowane cykle nie przekładają się na rozrost opisywanego uszkodzenia, a degradacja materiału objawia się zagęszczeniem pasm

poślizgów w obu warstwach. Zerwanie następuje na skutek propagacji pęknięcia od powierzchni materiału bazowego – stali P355GH – jak pokazano na rysunku 7.6.



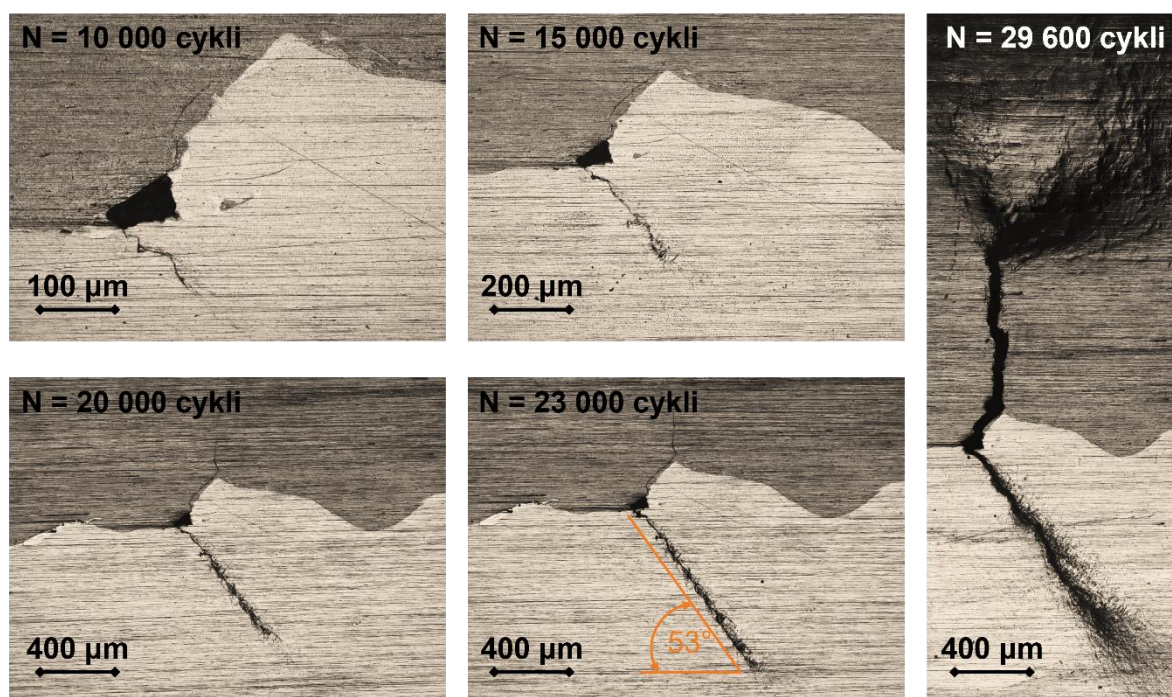
Rysunek 7.5 Propagacja pęknięcia w próbce F04 z kompozytu Zr-P355



Rysunek 7.6 Przełom zmęczeniowy z zaznaczonym obszarem inicjacji pęknięcia w próbce F04 kompozytu Zr-P355

Kompozyt Zr-10H2M wykazywał odmienny sposób powstawania uszkodzenia. Miejsce inicjacji pęknięć głównych we wszystkich próbkach zidentyfikowano w obrębie połączenia materiałów składowych. Mimo licznych przetopień, będących źródłem

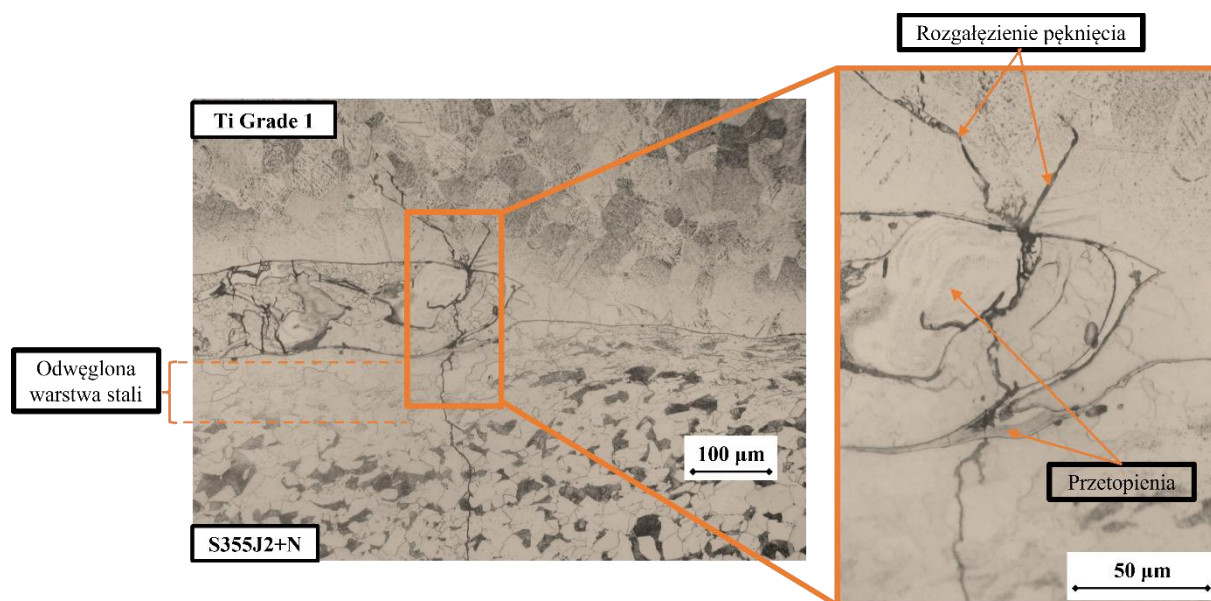
uszkodzenia, obecnych na linii złącza pęknięcia zmęczeniowe pojawiały się także w ich bezpośrednim sąsiedztwie. Interfejs charakteryzował się także relatywnie dużą wysokością fali. Na rysunku 7.7 zaprezentowano rozwój pęknięć zmęczeniowych zainicjowanych w miejscu przetopienia. We wczesnej fazie ścieżka uszkodzenia jest kręta i stabilizuje się w odległości około 100  $\mu\text{m}$  od linii złącza. Pęknięcie propagujące w warstwie stali przyjmuje kierunek nachylony o około  $50^\circ$  do kierunku działania obciążenia. Z kolei w warstwie cyrkonu Zr 700 pęknięcie rozwija się zgodnie z kierunkiem linii połączenia, po czym u jej szczytu rozrasta się w kierunku normalnym do kierunku działania siły.



Rysunek 7.7 Propagacja pęknięcia w próbce F06 z kompozytu Zr-10H2M

Dwuwarstwowy kompozyt – Ti-S355 - wykazywał dwoistą naturę powstawania pęknięć zmęczeniowych z wyraźną przewagą tych zaczynających się w warstwie stali. Jako jedyny obrobiony cieplnie materiał charakteryzuje się bardziej złożoną strukturą w rejonie połączenia. Poza naturalnie falowaną linią połączenia o umiarkowanej wysokości oraz obecnością niewielkich przetopień, w bezpośrednim sąsiedztwie interfejsu warstwa stali jest odwęglona w wyniku dyfuzji atomów węgla podczas obróbki cieplnej. Z drugiej strony połączenia zaobserwowano twarde węgliki tytanu. Jak zaprezentowano na rysunku 7.8 obszary przetopienia, ulokowane wewnątrz falowanego połączenia, cechuje znaczna ilość drobnych pęknięć. Ich ścieżki rozprzestrzeniania na ogół ograniczają się do granicy ziaren mocno odkształconej stali. Pęknięcia, które propagują poprzez warstwę tytanu mają tendencję do

rozgałęziania się. Wyjaśnieniem takiego zachowania może być zmiana orientacji krystalograficznej wynikająca z bliźniakowania charakterystyczna dla materiałów o sieci heksagonalnej – Ti, Mg – odkształconych z dużą prędkością. Jednorodne odkształcenie postaciowe zachodzące w obrębie bliźniaka niesie ze sobą zmianę płaszczyzny poślizgu aktywując w ten sposób dodatkowe systemy poślizgu [104]. Rozwój pęknięcia zmęczeniowego w warstwie płyty bazowej zorientowany jest w kierunku nachylonym o  $45^\circ$  do kierunku działania obciążenia i przebiega po granicy ziaren. W odległości odpowiadającej wielkości ziarna charakter pęknięcia zmienia się na transkrystaliczny i przebiega w kierunku normalnym do kierunku działania siły odpowiadającym największemu naprężeniu normalnemu.



Rysunek 7.8 Pęknięcie zmęczeniowe w próbce F08 kompozytu Ti-S355

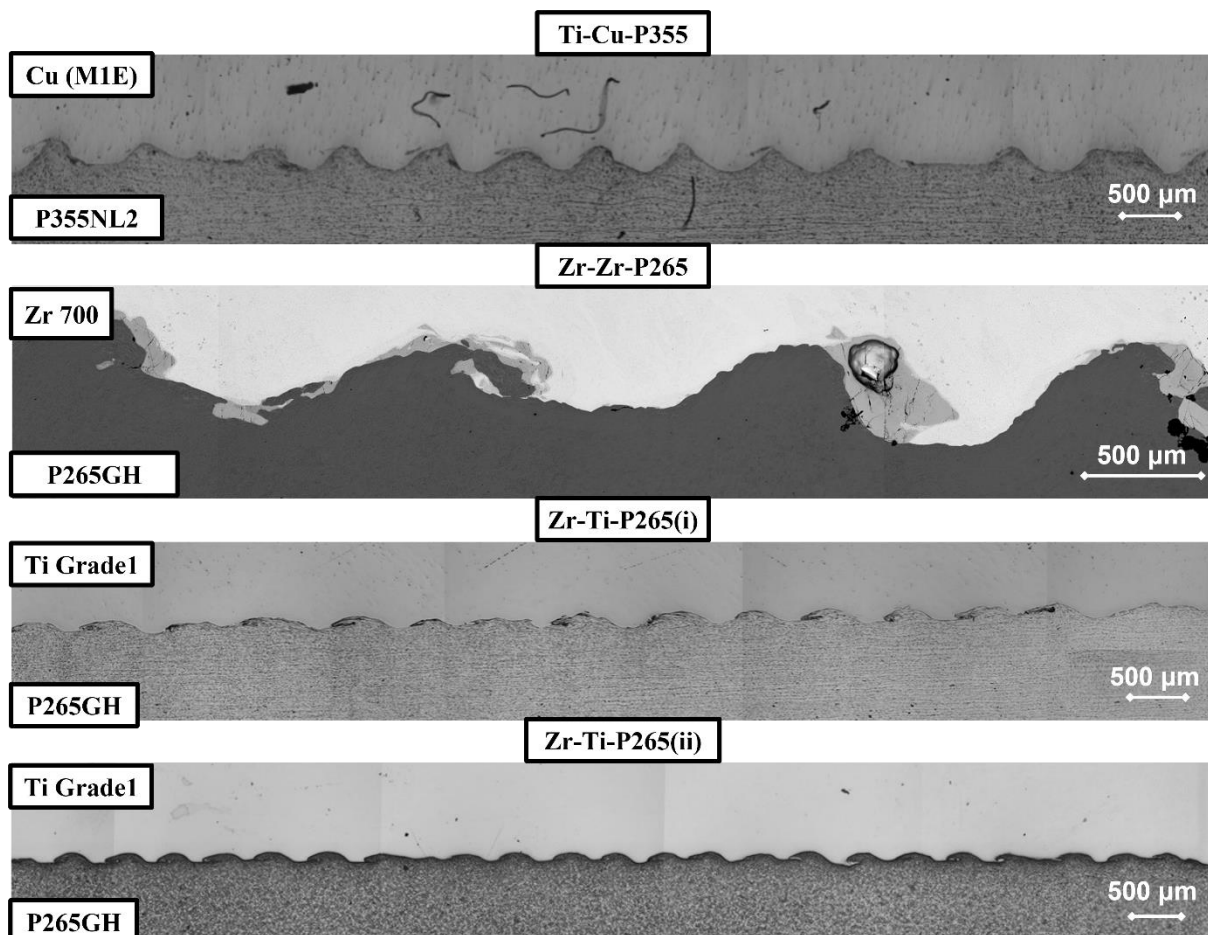
Wyniki badań zmęczeniowych wykonanych na dwuwarstwowych kompozytach metalowych przedstawiono w tabeli 7.2. Zawarte zostały nazwa próbki, amplituda siły, częstotliwość prowadzenia testu, naprężenie maksymalne w stali wyliczone na podstawie wzoru (3), liczba przepracowanych cykli, amplituda odkształcenia zarejestrowana w połowie trwałości zmęczeniowej (mierzona po stronie stali) oraz miejsce inicjacji pęknięcia głównego (S - stal, I - interfejs).

Tabela 7.2 Wyniki badań zmęczeniowych bez wartości średniej obciążenia prowadzonych na dwuwarstwowych kompozytach

Nazwa kompozytu	Nr próbki	$F_a$ [kN]	$f$ [Hz]	$\sigma_{\max}$ [MPa]	$N_{\exp}$ [-]	$\varepsilon_a(n=0,5)$	Miejsce inicjacji pęknięcia
Zr-P355	F01	20,0	4	231	210561	0,00169	S
	F02	24,0	2	282	33883	0,00273	S
	F03	26,0	2	305	13847	0,0033	S
	F04	21,0	4	256	57731	0,00237	S
Zr-10H2M	F01	24,0	2	277	69300	0,00139	I
	F02	21,0	6	245	166760	0,00120	I
	F03	26,0	2	301	73155	0,00162	I
	F04	28,0	2	325	50623	0,00189	I
	F05	19,0	8	222	272391	0,00103	I
	F06	30,0	2	348	29600	0,00215	I
Ti-S355	F03	19,9	15	271	895970	0,00130	S
	F04	23,0	8	317	34390	0,00251	S
	F05	24,5	4	349	26570	0,00227	S
	F06	22,0	4	304	104820	0,00177	S
	F07	23,1	4	311	22980	0,00278	S
	F08	21,1	7	285	134850	0,00154	I
	F09	23,1	4	309	28860	0,00210	S
	F10	19,6	10	266	263540	0,00131	S
	F11	21,0	6	284	117640	0,00167	I
	F14	24,0	10	316	195050	0,00163	S
	F15	28,0	4	371	31100	0,00210	S
	F16	30,0	2	402	9100	0,00381	I

### 7.1.2 Materiały z udziałem międzywarstwy technologicznej

Na rysunku 7.9 przedstawiono przykładowe linie złącz trójwarstwowych materiałów platerowanych poddanych badaniom zmęczeniowym bez udziału wartości średniej. Pokazane zostały jedynie strefy połączenia między materiałem bazowym a międzywarstwą technologiczną, jako że z perspektywy inicjacji pęknięcia zmęczeniowego jest to obszar najistotniejszy. W tabeli 7.3 zaprezentowano średnie wartości wysokości i długości fali wraz z wyliczonym wskaźnikiem RGP, które wyraźnie wskazują, że falowana geometria połączenia pomiędzy płytą bazową a międzywarstwą technologiczną charakteryzuje się wyższymi parametrami, niż ta pomiędzy płytą nakładaną a międzywarstwą technologiczną. Ponadto, interfejs płyty bazowej często wykazuje obszary przetopienia, których na ogół nie obserwuje się w interfejsie płyty nakładanej. Materiałem, który widocznie wyróżnia się wartościami parametrów charakteryzujących złącze jest kompozyt Zr-Zr-P265. Wyjaśnieniem takich parametrów złącza jest duży dystans wstępny zastosowany przy łączeniu materiałów (tabela 5.5) przekładający się na wysoką prędkość zderzenia, a co za tym idzie energię zastosowaną do wytworzenia połączenia.



Rysunek 7.9 Połączenia kompozytów trójwarstwowych

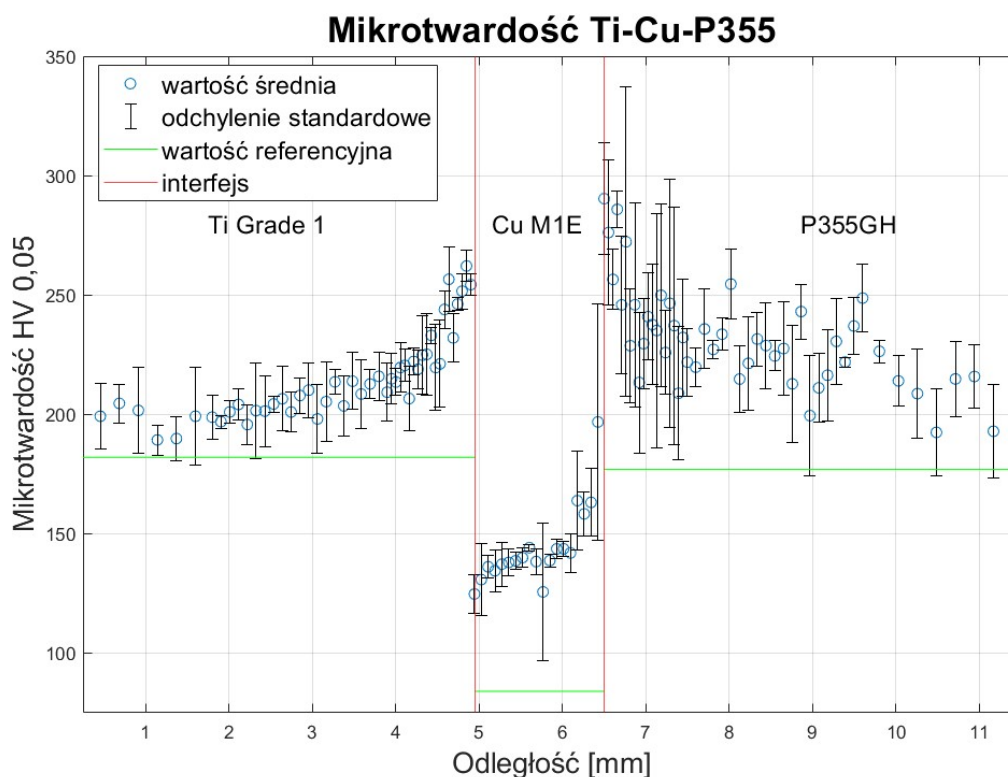
Tabela 7.3 Parametry geometryczne powierzchni zgrzania kompozytów trójwarstwowych

Nazwa kompozytu	Interfejs	Wysokość fali, $H$ [ $\mu\text{m}$ ]	Długość fali, $\lambda$ [ $\mu\text{m}$ ]	RGP [ $\mu\text{m}$ ]
Ti-Cu-P355	Ti-Cu	$17 \pm 8$	$244 \pm 69$	0
	Cu-P355	$216 \pm 76$	$744 \pm 197$	$3,7 \pm 1,1$
Zr-Ti-P265(i)	Zr-Ti	$206 \pm 38$	$1012 \pm 146$	0
	Ti-P265	$71 \pm 27$	$464 \pm 149$	$3,2 \pm 0,7$
Zr-Ti-P265(ii)	Zr-Ti	$236 \pm 27$	$1325 \pm 195$	0
	Ti-P265	$67 \pm 23$	$405 \pm 114$	$5,1 \pm 3,1$
Zr-Zr-P265	Zr-Zr	$207 \pm 38$	$783 \pm 104$	0
	Zr-P265	$343 \pm 67$	$1442 \pm 173$	73,3

W przypadku wszystkich materiałów badania wykazały wzrost wartości mikrotwardości w przekroju, a najwyższe rejestrowano w bezpośrednim sąsiedztwie połączenia ze stalową płytą bazową. Na rysunkach od 7.10 do 7.13 przedstawiono rozkłady mikrotwardości  $HV_{0,05}$  (wartości średnie uzyskane z pomiarów wzdłuż trzech równoległych linii wraz z odchyleniem standardowym zaprezentowanym w formie słupków błędów).

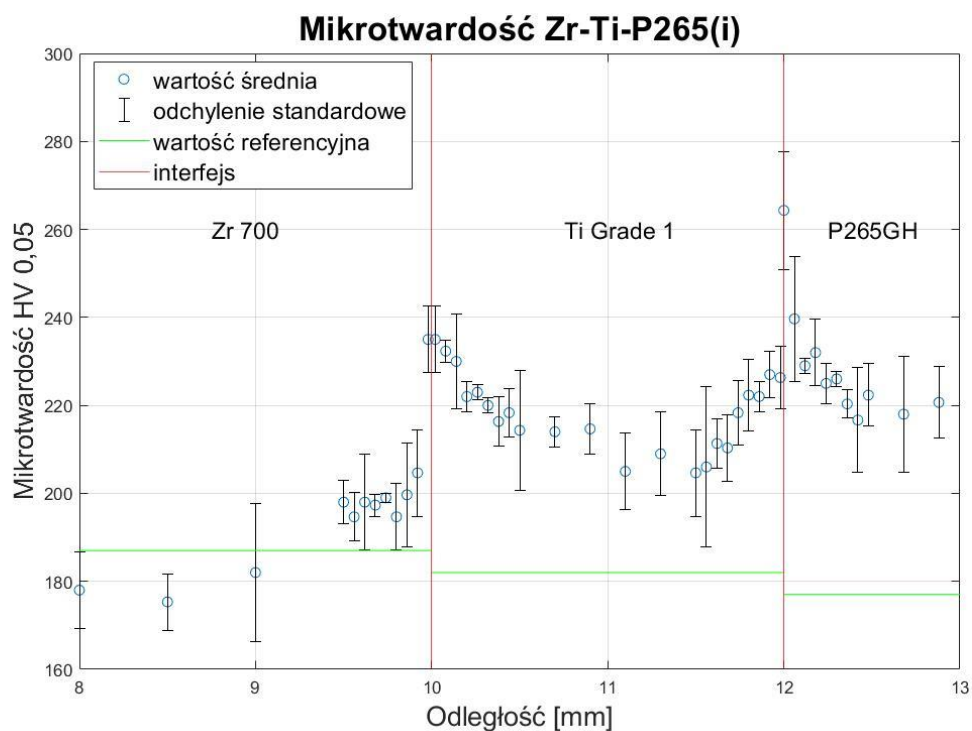
Rozkład mikrotwardości Ti-Cu-P355 wykazuje znaczne różnice osiąganych wartości ze względu na obecność miękkiej międzywarstwy miedzi. W materiale zidentyfikowano

standardowy trend polegający na znacznym wzroście wartości w bezpośrednim sąsiedztwie połączenia. W stosunku do wartości referencyjnych poszczególnych warstw wzrost twardości dla stali, miedzi i tytanu wynosił odpowiednio 155%, 233% oraz 142%.

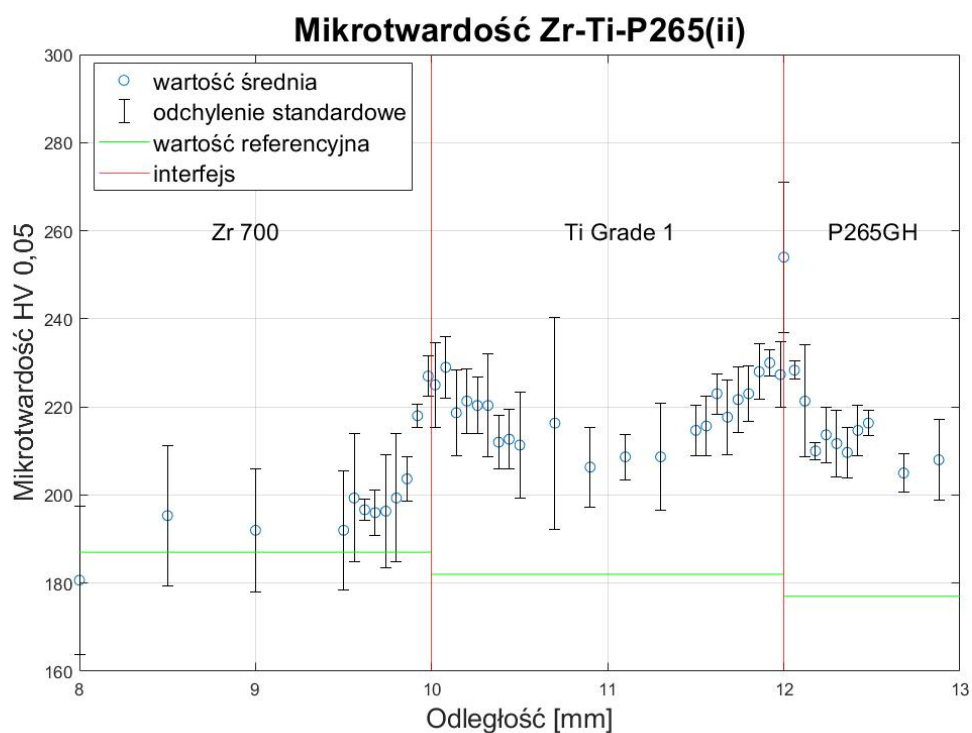


Rysunek 7.10 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym Ti-Cu-P355

Materiały z międzywarstwą z tytanu Ti Grade 1 mają bardzo podobne charakterystyki. Ustabilizowane wartości w warstwie cyrkonu Zr 700 na poziomie  $\pm 15$  wartości referencyjnej rosną w okolicy 0,5 mm od złącza z tytanem i przyjmują wartości maksymalne 235 dla Zr-Ti-P265(i) oraz 227 dla Zr-Ti-P265(ii). Mikrotwardość międzywarstwy technologicznej notuje maksymalne wartości w okolicy połączeń, a minimum około połowy grubości warstwy. Najwyższe wartości zarejestrowano w stali i wynosiły odpowiednio 264 (149% wartości referencyjnej) i 254 (144% wartości referencyjnej) dla kompozytów Zr-Ti-P265(i) i Zr-Ti-P265(ii).



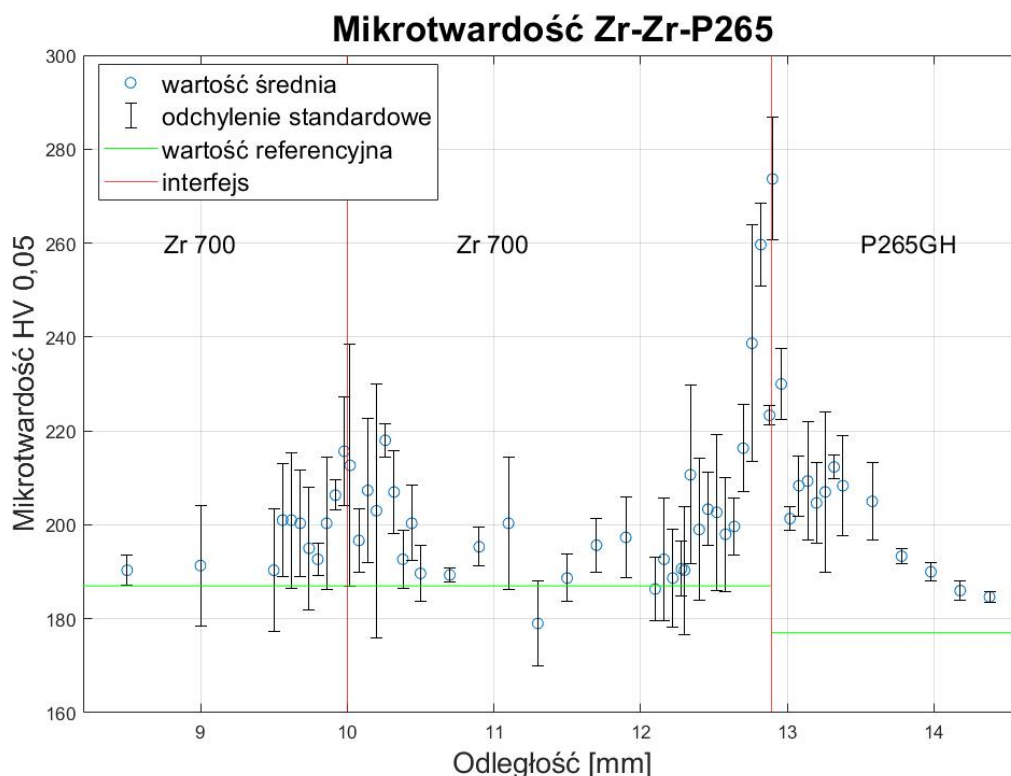
Rysunek 7.11 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym Zr-Ti-P265(i)



Rysunek 7.12 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym Zr-Ti-P265(ii)

Rozkład mikrotwardości Zr-Zr-P256 kształtował się w podobny sposób do pozostałych trójwarstwowych kompozytów z bazową warstwą ze stali P265GH. Wartym odnotowania jest

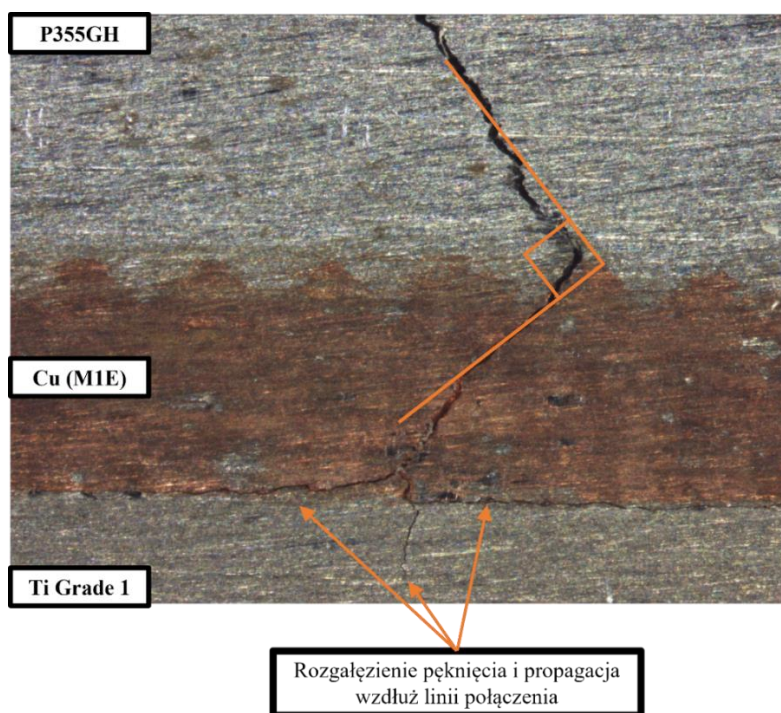
maksymalny poziom mikrotwardości w złączu pomiędzy cyrkonem i stalą wynoszący 274, co przekłada się na 155% wartości referencyjnej.



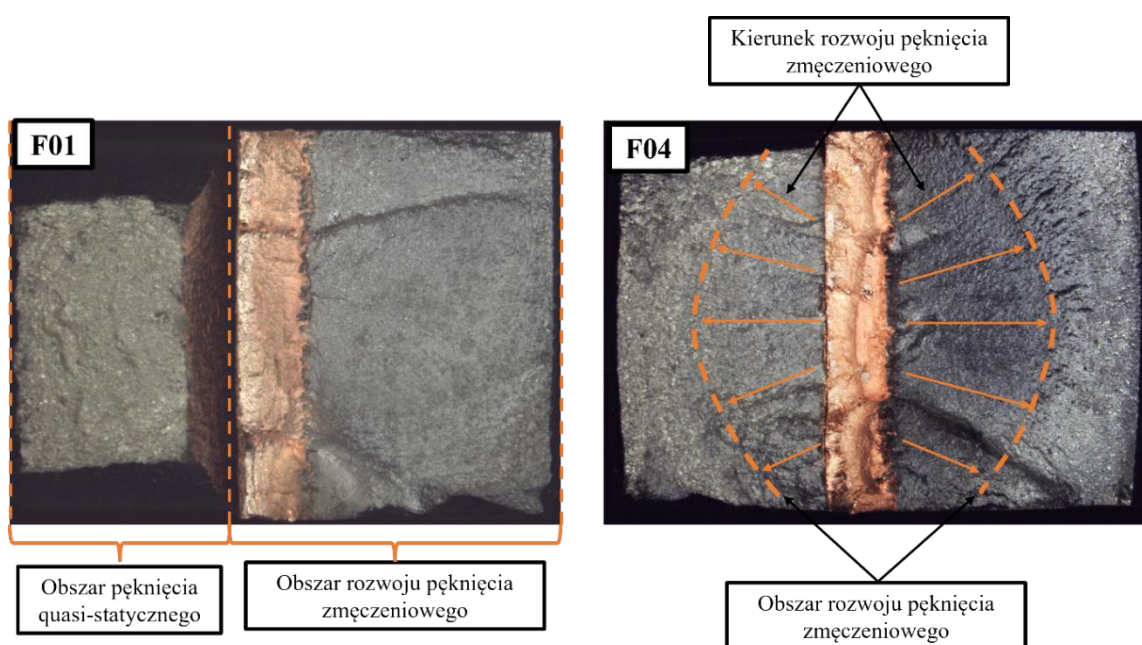
Rysunek 7.13 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym Zr-Zr-P265

W grupie trójwarstwowych kompozytów ujawniono różne mechanizmy inicjacji pęknięcia zmęczeniowego. Pęknięcie główne prowadzące do zniszczenia miało swoje źródło w warstwie wierzchniej materiału bazowego lub połączeniu. Każda z sześciu próbek kompozytu Ti-Cu-P355 uległa zniszczeniu w wyniku propagacji pęknięcia zmęczeniowego zainicjowanego w połączeniu między stalą P355GH i miedzią M1E. Kierunek rozrostu pęknięcia po stronie stali w początkowej fazie pokrywał się z kierunkiem ułożenia ziaren materiału. W odległości około 100  $\mu\text{m}$  stabilizował się pod kątem 45° do kierunku działania obciążenia. Główny kierunek rozwoju pęknięcia w warstwie miedzi tworzył kąt prosty z kierunkiem pęknięcia w stali, by z czasem odchylić się w kierunku normalnym do obciążenia. Interesującym punktem okazało się połączenie pomiędzy miedzią a tytanem. Pęknięcie przechodziło przez ten interfejs i rozwijało się poprzecznie lub wzdłuż linii złącza. Podczas inspekcji przełomów zaobserwowano, że w przypadku 50% przebadanych próbek propagacja pęknięcia wzdłuż interfejsu doprowadziła do delaminacji (rysunek 7.14). W tych przypadkach kruchy charakter pęknięcia obejmował warstwy stali i miedzi, natomiast tytan ulegał zniszczeniu quasi-statycznemu z wyraźnym wydłużeniem, co pokazano na rysunku 7.15.

Próbki w których zidentyfikowano rozwarstwienia były badane przy największych obciążeniach (próbki F01, F02 i F05).



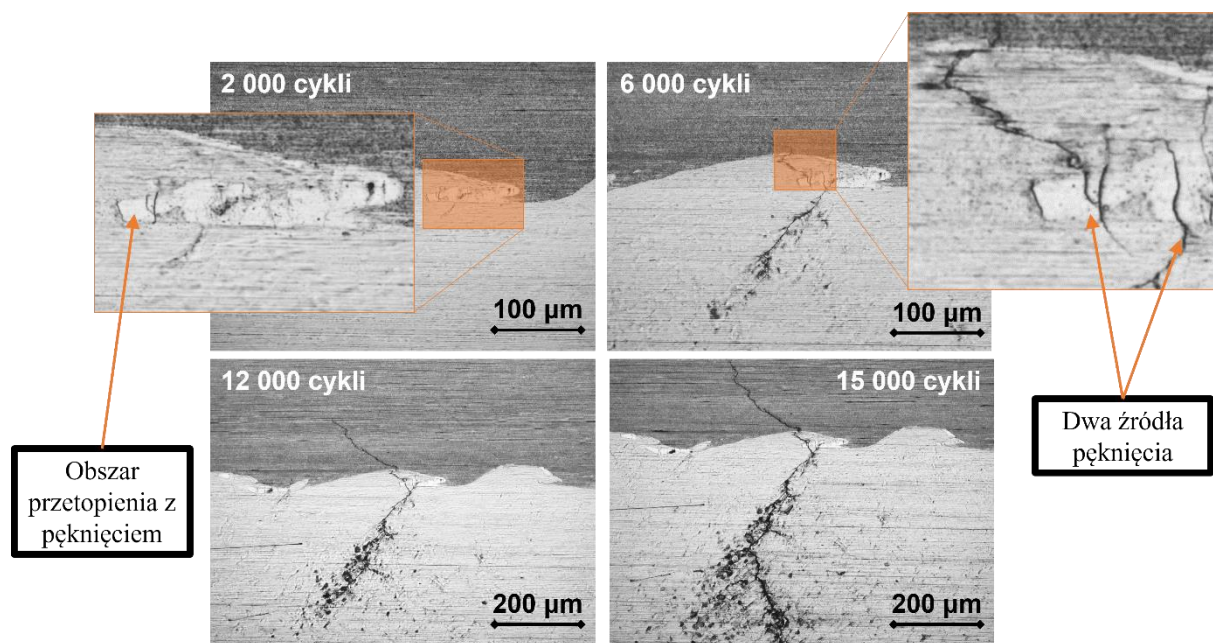
Rysunek 7.14 Pęknięcie rozwijające się wzdłuż linii złącza w próbce F02 kompozytu Ti-Cu-P355



Rysunek 7.15 Przełomy zmęczeniowe próbek F01 i F04 kompozytu Ti-Cu355

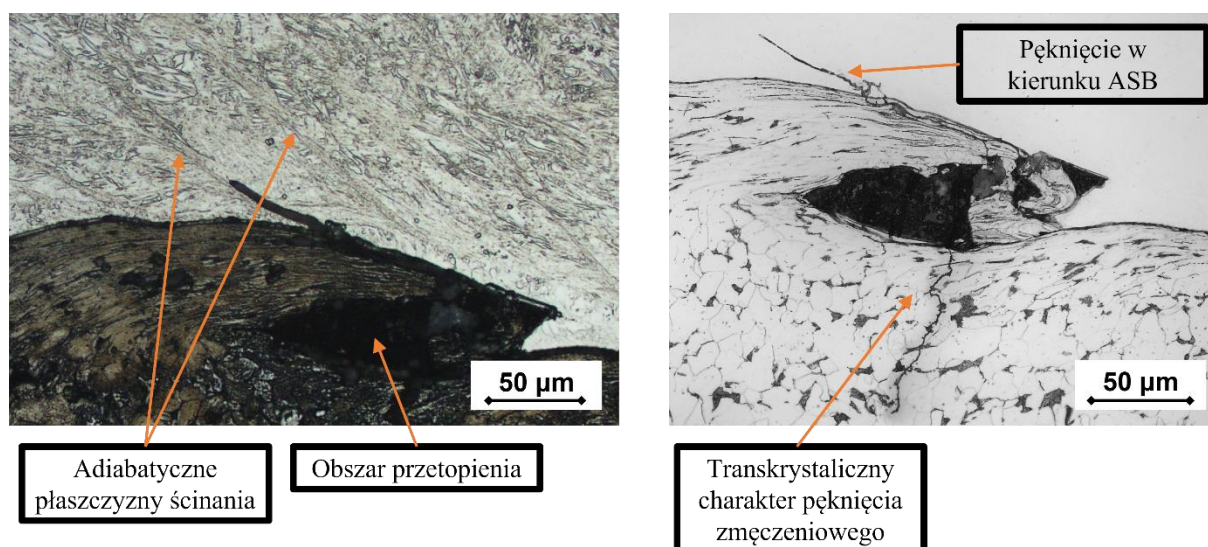
Dwa kompozyty z wierzchnią warstwą cyrkonu Zr 700, międzywarstwą z tytanu Ti Grade 1 oraz płyty bazowej ze stali P265GH ulegały zniszczeniu w wyniku propagacji

pęknięcia zapoczątkowanego w warstwie wierzchniej materiału bazowego. Wyjątek stanowiła jedna próbka (F09) kompozytu Zr-Ti-P265(ii) badana przy największej amplitudzie siły w tej serii wynoszącej 28 kN. Rozwój pęknięcia w tej próbce zaprezentowano na rysunku 7.16.



Rysunek 7.16 Rozwój pęknięcia zmęczeniowego w próbce F09 kompozytu Zr-Ti-P265(ii)

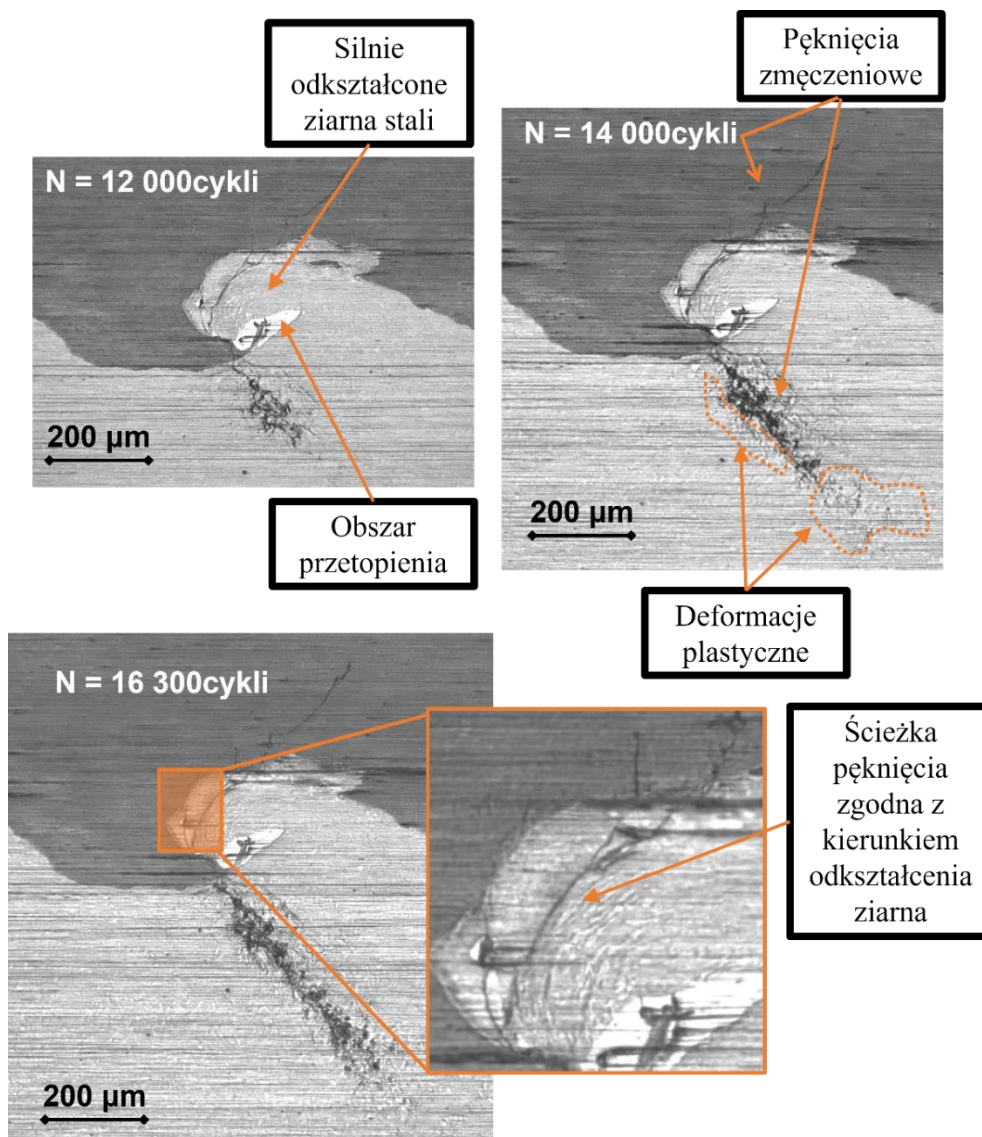
Pomimo tego, podczas interwałowych inspekcji złącza zarejestrowano pęknięcia pojawiające się w połączeniu i rozrastające w trakcie testów zmęczeniowych. Rozrost pęknięcia trwał do osiągnięcia długości 120-370 μm w zależności od amplitudy obciążenia. W tym czasie następowała inicjacja pęknięcia w warstwie wierzchniej stali, które propagowało na tyle szybko, aby doprowadzić do zniszczenia próbki. Inspekcja wytrawionych fragmentów złącza pozwoliła na zidentyfikowanie pasm adiabatycznego ścinania (*ang. adiabatic shear bands, ASB*) po stronie tytanu, które kształtowały ścieżki rozprzestrzeniania się pęknięć w tej warstwie. Dodatkowo rozpoznany został transkrystaliczny charakter pęknięcia w bezpośrednim sąsiedztwie interfejsu, co zaprezentowano na rysunku 7.17.



Rysunek 7.17 Obraz złącza wytrawionej próbki kompozytu Zr-Ti-P265(ii)

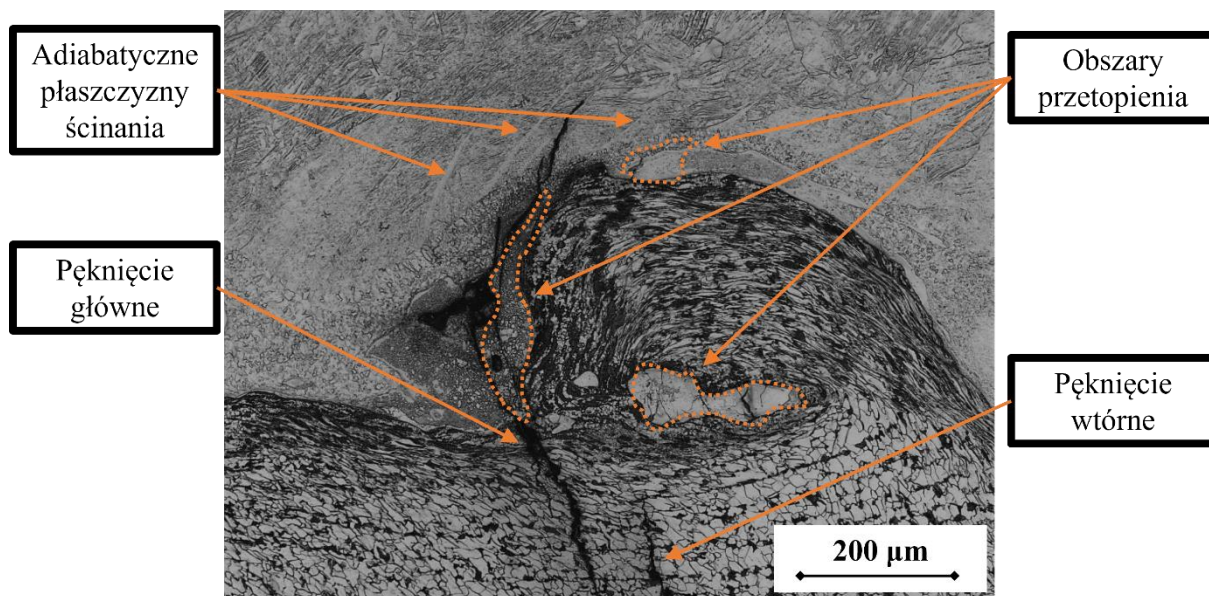
Szczegółowy opis obu platerów zamieszczono w rozdziale 5.1.2. Różnicą w wytwarzaniu był dystans wstępny pomiędzy łączonymi płytami, który przekładał się na prędkość zderzenia, a ta z kolei, na geometrię uzyskanego połączenia. Jak pokazano w tabeli 7.3 większy dystans wstępny skorelowany jest z większą średnią długością oraz wysokością fali w interfejsie stal-tytan o odpowiednio 30% i 15%.

Ostatnim kompozytem z tej grupy jest Zr-Zr-P265, którego zarówno warstwę wierzchnią, jak i pośrednią tworzyły płyty cyrkonu Zr 700. W przeciwieństwie do płyt z międzywarstwą z tytanu mechanizm uszkodzenia zmęczeniowego polegał na propagacji pęknięcia z interfejsu stal-cyrkon. Podobnie jak we wcześniej opisywanych przypadkach źródłem pęknięć zmęczeniowych były przetopienia zlokalizowane na granicy materiałów. Z danych zaprezentowanych w tabeli 7.3 wynika, że ilość przetopień jest dużo większa niż w przypadku pozostałych kompozytów trójwarstwowych badanych przy zerowej wartości naprężenia średniego. Na rysunku 7.18 pokazano przykłady umiejscowienia pęknięć zarówno wewnątrz, jak i na zewnątrz silnie odkształconej stali, a także ścieżkę rozwoju pęknięcia zgodną z kierunkiem odkształcenia ziarna stali.

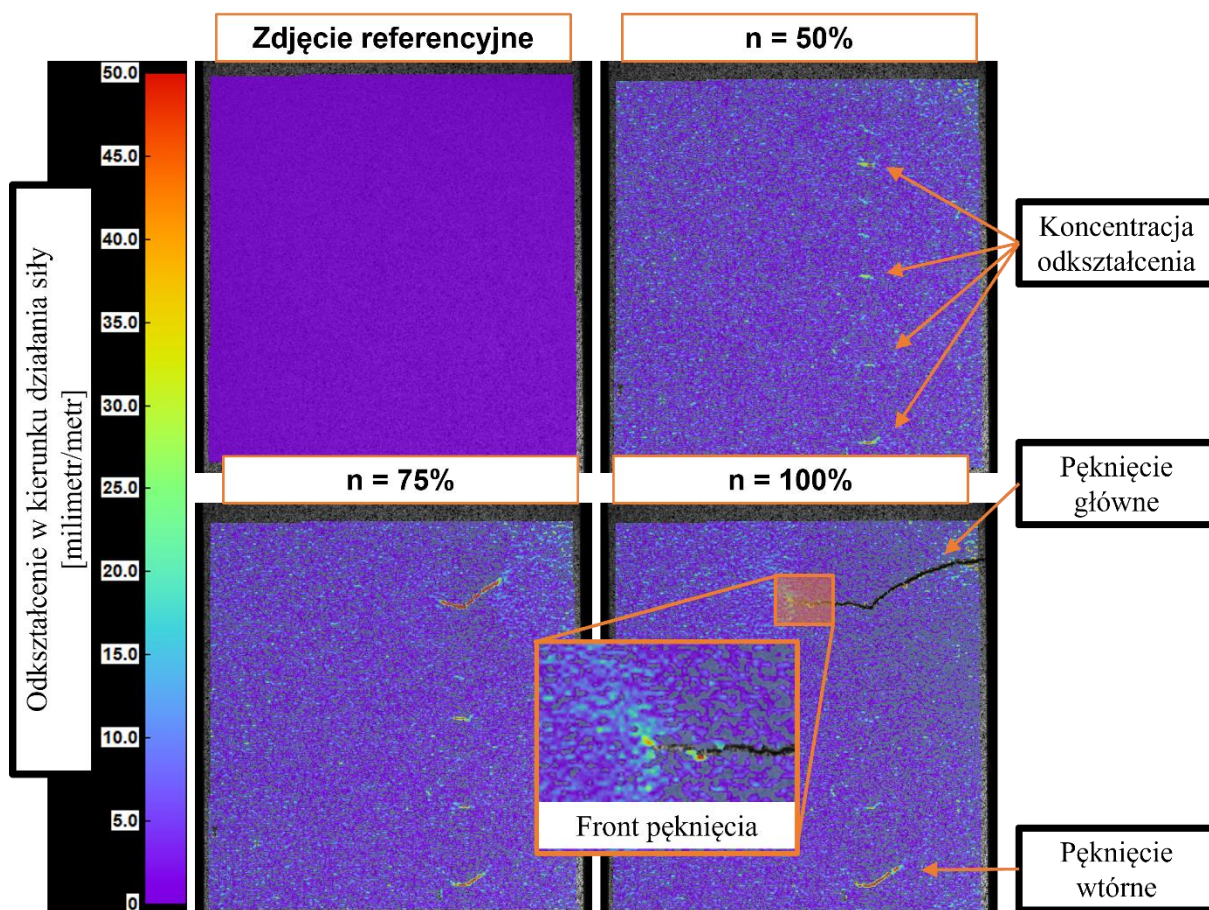


Rysunek 7.18 Propagacja pęknięcia zmęczeniowego w próbce F04 kompozytu Zr-Zr-P265

Po stronie cyrkonu zidentyfikowano ASB, wzdłuż których rozrastały się pęknięcia zmęczeniowe, co zaprezentowano na rysunku 7.19.



Rysunek 7.19 Pęknięcie w połączeniu kompozytu Zr-Zr-P265 – próbka wytrawiona



Rysunek 7.20 Wyniki DIC pomiaru ewolucji pola odkształcenia w próbce F07 kompozytu Zr-Zr-P265

Podczas badania próbki F07 z amplitudą siły równą  $F_a = 22 \text{ kN}$  wykorzystano system cyfrowej korelacji obrazu do pomiaru ewolucji pola odkształcenia i zarejestrowano

zlokalizowane w miejscu połączenia materiałów obszary skoncentrowanego odkształcenia, z których rozwijały się pęknięcia. Pomiar prowadzono wykonując zdjęcia w momentach, kiedy sygnał siły osiągał wartość maksymalną. Na podstawie oszacowanej trwałości dla tej wartości obciążenia wynoszącej 20 000 cykli wybrano interwał akwizycji danych równy 200 cykli. Trwałość eksperymentalna wyniosła  $N_{exp} = 16\,848$  cykli i w rezultacie uzyskano 82 zdjęcia. Rysunek 7.20 przedstawia odkształcenia w kierunku zgodnym z działaniem siły w czterech etapach: referencyjnym – z zerowym obciążeniem oraz trzech zarejestrowanych w piku obciążenia dla trwałości zmęczeniowej równej 50, 75 oraz 100%. Możliwe było dokładne uchwycenie *in situ* momentu inicjacji pęknięcia oraz ścieżki propagacji, a także tempa jego rozrostu. Wyraźną koncentrację odkształcenia w kilku miejscach złącza cyrkon-stal zarejestrowano już dla około 20% trwałości zmęczeniowej, a jednoznaczny rozrost w czterech miejscach w połowie trwałości zmęczeniowej. Wykryto również wzrost wartości odkształcenia w bezpośrednim sąsiedztwie frontu pęknięcia. W 75% trwałości jeden z defektów rozprzestrzeniający się w obu warstwach osiąga znaczne rozmiary i doprowadza do przzerwania ciągłości materiału.

Wyniki badań zmęczeniowych wykonanych na dwuwarstwowych kompozytach metalowych przedstawiono w tabeli 7.4.

Tabela 7.4 Wyniki badań zmęczeniowych bez wartości średniej prowadzonych na trójwarstwowych kompozytach

Nazwa kompozytu	Nr próbki	$F_a$ [kN]	$f$ [Hz]	$\sigma_{\max}$ [MPa]	$N_{\exp}$ [-]	$\varepsilon_a(n=0,5)$	Miejsce inicjacji pęknięcia
Ti-Cu-P355	F01	30	1	363	8 006	0,00313	I
	F02	24	5	289	66 721	0,00183	I
	F03	18	8	220	1 267 824	0,00110	I
	F04	20	8	246	433 884	0,00127	I
	F05	26	5	320	13 956	0,00235	I
	F06	22	5	275	58 072	0,00141	I
Zr-Ti-P265(i)	F01	26	2	336	35504	0,00284	S
	F02	26	2	337	16800	0,00279	S
	F03	24	4	313	46059	0,00273	S
	F04	24	4	310	64000	0,00248	S
	F05	22	8	290	84946	0,00237	S
	F06	21	8	276	169000	0,00190	S
	F07	20	8	259	202500	0,00151	S
	F08	19	10	245	921717	0,00129	S
	F09	28	1	366	15700	0,00337	I
Zr-Ti-P265(ii)	F01	28	2	358	15932	0,00360	S
	F02	26	2	333	14979	0,00284	S
	F04	20	2, 4, 5, 7	254	270687	0,00149	S
	F05	23	4	294	78505	0,00201	S
	F06	22	5	283	87260	0,00180	S
	F07	26	1	342	15896	0,00338	S
	F08	14	10	251	195000	0,00129	S
Zr-Zr-P265	F01	26	2	350	8963	0,00290	I
	F02	26	2	352	8702	0,00293	I
	F03	22	4	296	17901	0,00221	I
	F04	22	4	293	16288	0,00214	I
	F05	18	8	244	105000	0,00145	I
	F06	16	10	214	220000	0,00122	I
	F07	22	4	294	16848	0,00217	I

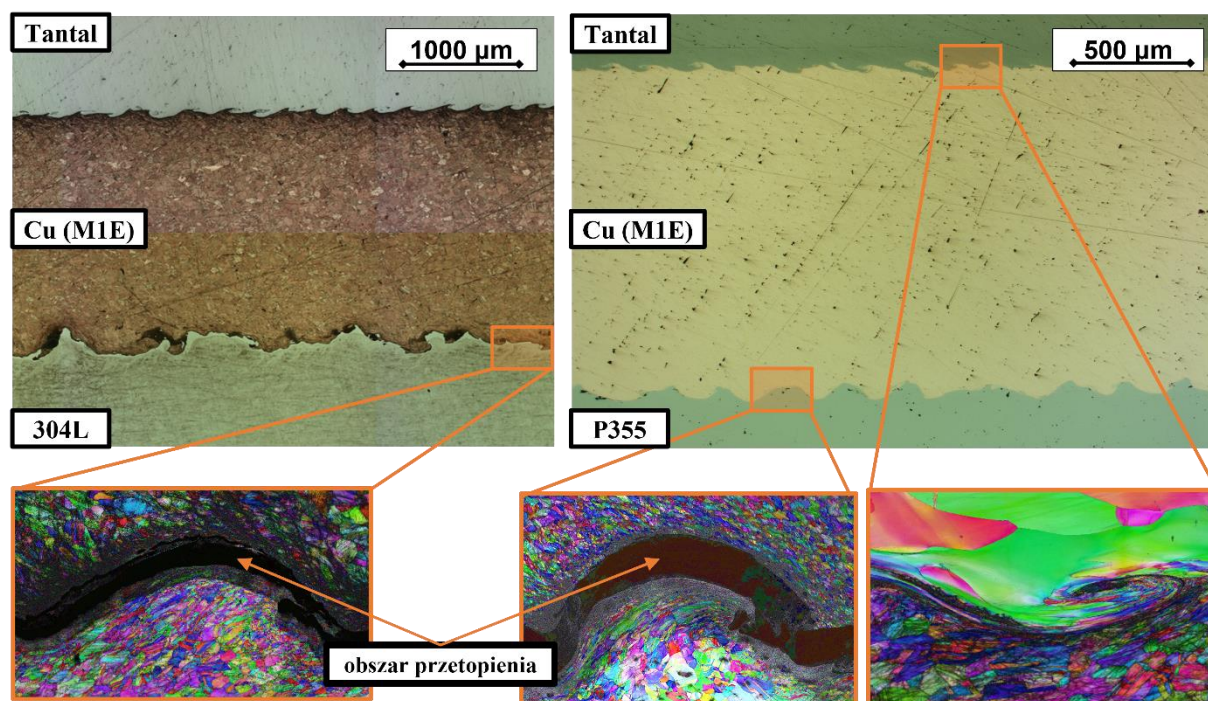
## 7.2. Materiały testowane z niezerową wartością średnią naprężenia

Grupa materiałów testowanych przy niezerowej wartości średniej naprężenia składała się z bimetalu stal-tytan, siedmiowarstwowego kompozytu z ARMCO, tytanu i aluminium oraz dwóch wariantów trójwarstwowego plateru z wierzchnią warstwą tantalum. Warianty różniły się gatunkiem stali płyty bazowej oraz grubością warstwy pośredniej z miedzi.

### 7.2.1 Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L

Charakterystyka złącza obu kompozytów została przedstawiona na rysunku 7.21. Poza geometrią połączenia zaprezentowano również obrazy SEM/EBSD (*ang. electron backscattered microscopy*) [64], przedstawiające szczegółowo kształt, rozmiar i orientację ziaren materiałów składowych w bezpośrednim sąsiedztwie połączenia. Obserwacje mikroskopowe wykazały, że w przypadku obu kompozytów połączenie pomiędzy tantalum,

a miedzią jest znacznie bardziej płaskie i regularne niż połączenie między miedzią a stalową płytą bazową. Ze względu na lokalny charakter złącza średnie wartości wysokości i długości fali powierzchni spoiny zidentyfikowane w obu materiałach przedstawiono w tabeli 7.5 wraz z odchyleniem standardowym. Wynika z nich, że wartości charakteryzujące falę w kompozycie Ta-Cu-304L są ponad dwukrotnie większe niż w Ta-Cu-P355. Brak pustek i delimitacji świadczy o wysokiej jakości połączenia. Przetopienia umiejscowione są głównie na grzbiecie fali interfejsu, ale zaobserwowano je również wewnątrz zawirowań. Silnie odkształcona warstwa materiału w obrębie połączenia oraz znaczne rozdrobnienie ziaren sugerują zróżnicowanie właściwości mechanicznych w stosunku do materiałów rodzimych. Zaobserwowano sporadycznie występujące mikropęknięcia o długości rzędu 5  $\mu\text{m}$ . Nie wykazano obecności twardych faz międzymetalicznych.



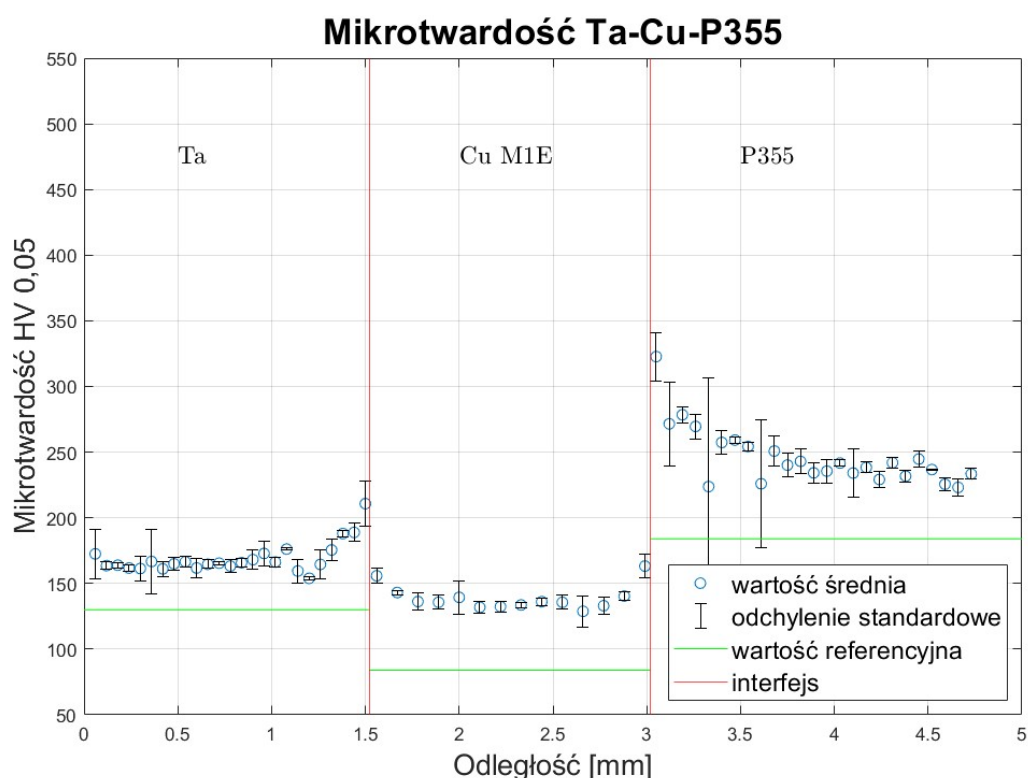
Rysunek 7.21 Charakterystyka oraz mapami orientacji SEM/EBSD kompozytów Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L [64]

Tabela 7.5 Parametry geometryczne powierzchni zgrzania kompozytów Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L

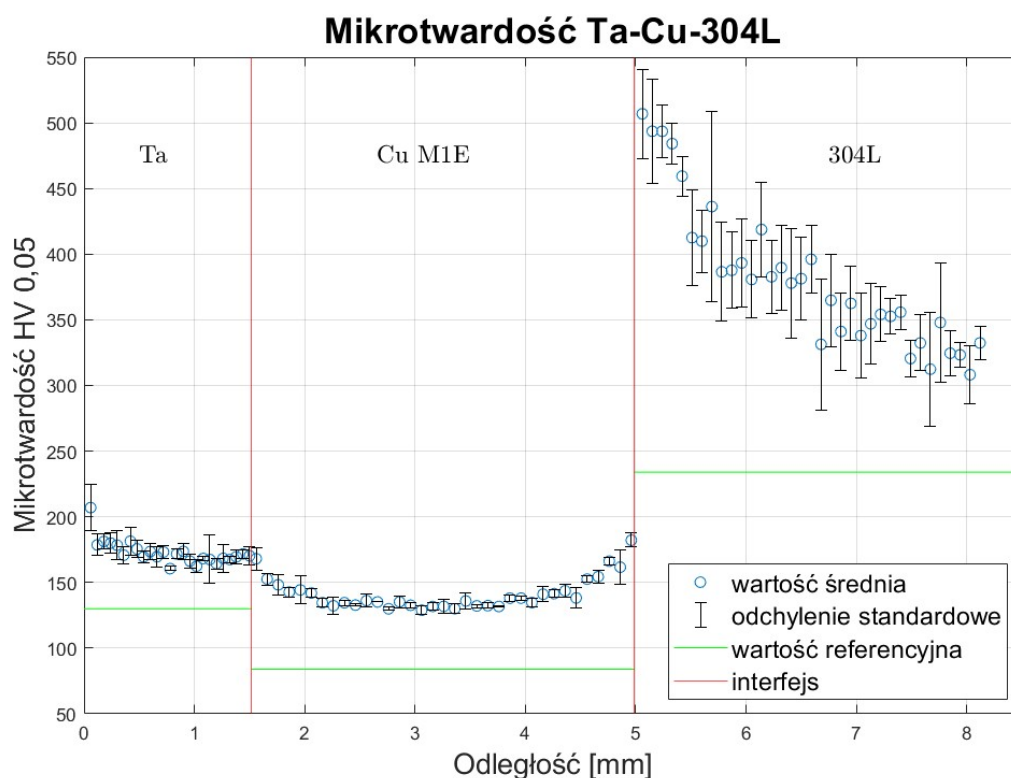
Nazwa kompozytu	Interfejs	Wysokość fali, $H$ [ $\mu\text{m}$ ]	Długość fali, $\lambda$ [ $\mu\text{m}$ ]	RGP [ $\mu\text{m}$ ]
Ta-Cu-P355	Ta-Cu	$22 \pm 8$	$139 \pm 39$	-
	Cu-P355	$50 \pm 24$	$252 \pm 51$	-
Ta-Cu-304L	Ta-Cu	$48 \pm 8$	$276 \pm 36$	$2 \pm 1$
	Cu-304L	$161 \pm 40$	$541 \pm 81$	$11 \pm 5$

Badanie mikrotwardości potwierdziło hipotezy wyciągnięte na podstawie badań mikroskopowych wykazując wzrost wartości mikrotwardości w stosunku do wartości

charakterystycznych dla materiałów składowych. Największą różnicę zanotowano dla stali X5CrNi18-10 (304L) w kompozycie Ta-Cu-304L, która wyniosła 213% w najbliższym sąsiedztwie połączenia. Natomiast, wartość zanotowana dla materiału bazowego kompozytu Ta-Cu-P355 wynosiła tylko 34%. Wzrost twardości w warstwach tantalum i miedzi oszacowano na 24% i 63% w kompozycie Ta-Cu-P355 oraz 27% i 68% w materiale Ta-Cu-304L. Wyniki rozkładu mikrotwardości w przekroju poprzecznym obu płyt zaprezentowano na rysunkach 7.22 i 7.23 w formie wykresu przedstawiającego średnie wartości uzyskane z pomiaru wzdłuż trzech linii wraz z odchyleniem standardowym przedstawionym jako słupki błędów.

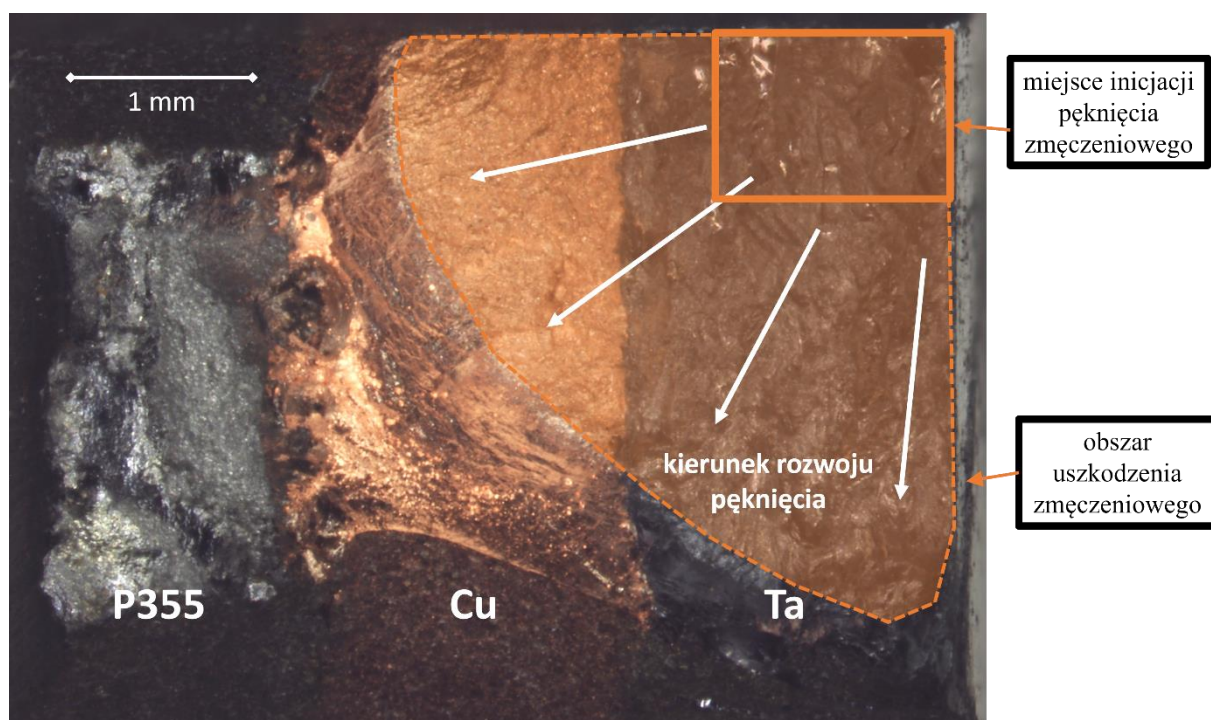


Rysunek 7.22 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym płyty Ta-Cu-P355



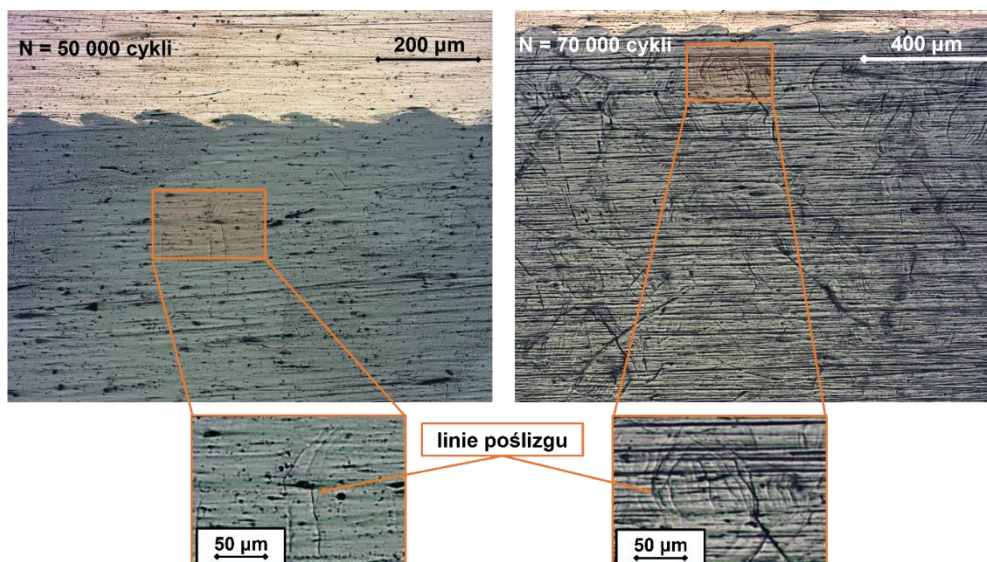
Rysunek 7.23 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym płyty Ta-Cu-304L

Podczas testów zmęczeniowych oba materiały wykazywały podobny sposób powstawania uszkodzenia zmęczeniowego. Na podstawie zdjęć przełomów określono miejsce inicjacji pęknięcia dla każdej próbki. Przykładem reprezentatywnym jest pokazany na rysunku 7.24 przełom próbki F14 kompozytu Ta-Cu-P355, która uległa zerwaniu po 528 343 cyklach, w na skutek pęknięcia zapoczątkowanego w warstwie tantalum. Z 28 próbek (po 14 z każdego kompozytu) tylko dwie uległy zniszczeniu na skutek propagacji pęknięcia zainicjowanego w połączeniu Cu-304L.

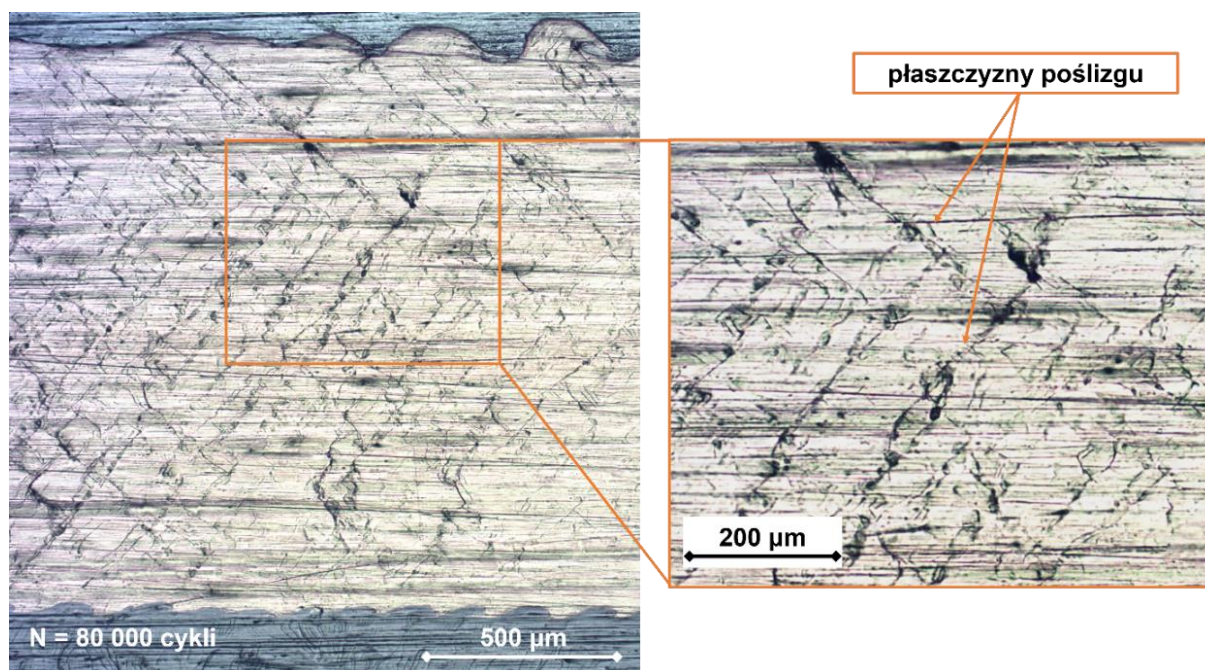


Rysunek 7.24 Przełom próbki F14 kompozytu Ta-Cu-P355,  $N_{exp} = 528\,343$  cykli

Inspekcja stanu złącza podczas testów interwałowych wykazała, że w pierwszej kolejności pojawiają się pasma poślizgu w warstwie tantalu, uszkodzenia postępują i równolegle rozwijają się warstwie miedzi. W późniejszej fazie przekształcają się w mikropęknięcia rozproszone w obu tych warstwach. Na podstawie zebranych danych stwierdzono, że jest to dominujący mechanizm zniszczenia. Modelowy rozwój uszkodzeń w obu tych warstwach przedstawiono na rysunkach 7.25 i 7.26.



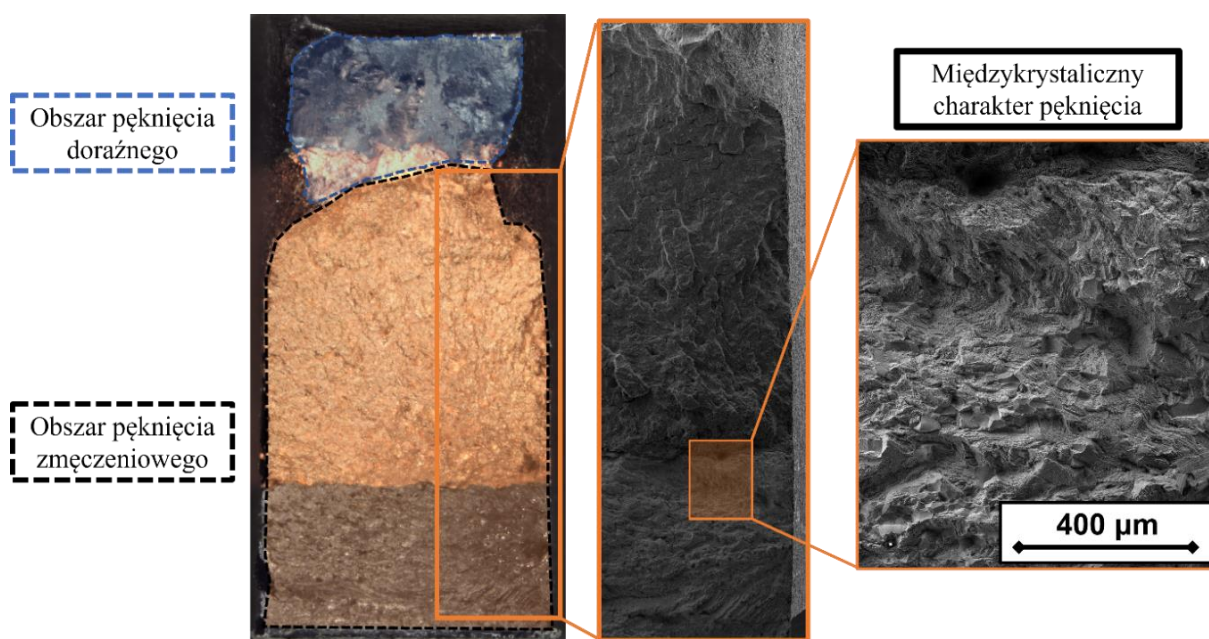
Rysunek 7.25 Liczne pasma poślizgu ujawniające się w warstwie tantalu próbki F11 kompozytu Ta-Cu33-304L



Rysunek 7.26 Liczne pasma poślizgu ujawniające się w warstwie miedzi próbki F11 kompozytu Ta-Cu-304L

Wraz z malejącą wartością obciążenia i co za tym idzie rosnącą trwałością zmęczeniową, zmniejsza się liczba pasm poślizgu i pęknięć. Monitorowanie próbek o trwałości większej niż 100 000 cykli pokazało, że możliwym jest, aby wyewoluowało pojedyncze pęknięcie prowadzące do utraty ciągłości materiału. Osiągnąwszy rozmiar krytyczny, próbka ulega zniszczeniu. Na przełomach wyraźnie widać strefę propagacji pęknięcia zmęczeniowego i pęknięcia doraźnego. Na rysunku 7.27 zaprezentowano przełom z oznaczonymi strefami

uszkodzenia. Dodatkowo za pomocą obrazu z SEM zidentyfikowano międzykrystaliczny charakter propagacji pęknięcia w warstwie tantalu.



Rysunek 7.27 Przelom ze szczegółowym obrazem SEM próbki F11 kompozytu Ta-Cu-304L,  $N_f = 585\,935$

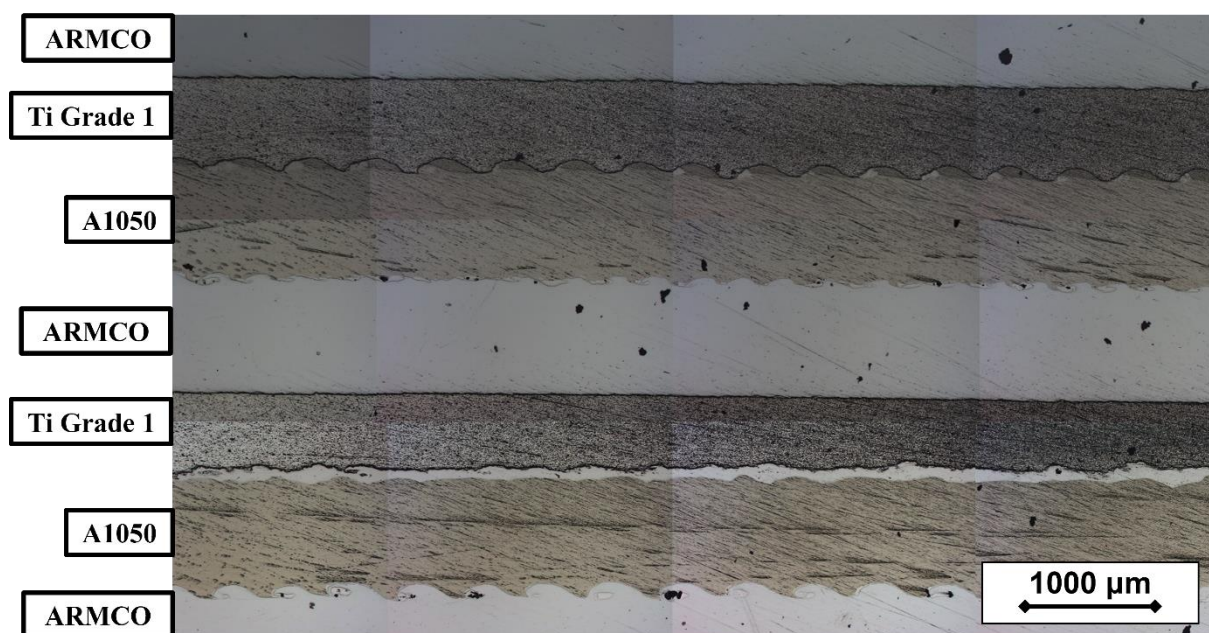
W tabeli 7.6 zaprezentowano najważniejsze wyniki testów zmęczeniowych. Były prowadzone z pomiarem odkształcenia za pomocą ekstensometru. Tabela zawiera średnią wartość siły oraz jej amplitudę, częstotliwość prowadzenia testu, maksymalne naprężenie w warstwie stali wyliczone zgodnie z zależnością (3), a także zarejestrowaną trwałość zmęczeniową i miejsce inicjacji pęknięcia zmęczeniowego. Brakujące numery próbek wynikają z błędów pomiarowych lub niepoprawnie dobranych poziomów obciążenia skutkujących trwałościami spoza zakresu zainteresowania.

Tabela 7.6 Wyniki badań zmęczeniowych prowadzonych na kompozytach Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L

Nazwa kompozytu	Nr próbki	$F_m$ [kN]	$F_a$ [kN]	$f$ [Hz]	$\sigma_{max}$ [MPa]	$N_{exp}$ [-]	Miejsce inicjacji pęknięcia
Ta-Cu-P355	F01	2,10	2,00	15	349	1 062 000	Ta
	F02	2,30	2,20	15	383	258 367	Ta
	F03	2,40	2,30	15	399	244 364	Ta
	F04	2,50	2,40	15	417	210 516	Ta
	F05	2,60	2,50	15	429	194 929	Ta
	F06	2,80	2,70	15	471	43 477	Ta
	F08	2,90	2,80	5	471	13 193	Ta
	F09	2,68	2,57	10	447	108 933	Ta
	F11	2,80	2,69	5	460	86 233	Ta
	F12	2,93	2,82	5	481	11 576	Ta
	F13	2,14	2,05	10	359	411 627	Ta
	F14	2,12	2,03	10	355	528 343	Ta
	F15	2,26	2,17	10	375	723 405	Ta
	F16	2,17	2,09	15	375	515 386	Ta
Ta-Cu-304L	F01	3,80	3,65	15	480	40 286	Ta
	F02	3,83	3,68	15	470	39 023	Ta
	F03	3,75	3,60	15	460	95 899	Cu/304L
	F04	3,69	3,55	15	450	51 552	Ta
	F05	3,43	3,30	15	430	63 816	Ta
	F06	3,31	3,18	15	420	229 601	Ta
	F07	3,04	2,92	15	375	395 761	Ta
	F08	3,25	3,12	15	400	358 111	Ta
	F09	3,15	3,02	15	390	163 125	Ta
	F10	2,99	2,87	15	380	422 936	Cu/304L
	F11	2,93	2,81	15	360	585 935	Ta
	F13	2,78	2,67	15	350	350 382	Ta
	F14	2,86	2,75	15	350	355 550	Ta
	F15	3,75	3,61	15	480	81 979	Ta

### 7.2.2 ArTiAl(7)

Geometria złącza siedmiowarstwowego kompozytu Ar-Ti-Al(7) została zaprezentowana na rysunku 7.28. Kompozyt posiada aż 6 złącz – dwa pomiędzy każdą parą sąsiadujących materiałów. Oba połączenia warstw żelaza Armco i tytanu Ti Grade 1 są wyraźnie płaskie. Górny interfejs tytanu Ti Grade 1 i aluminium A1050 charakteryzuje się regularną falą o dużej wysokości i długości, natomiast dolny jest płaski. Dodatkowo wyraźnie widoczna jest warstwa pośrednia. Linie złącz pomiędzy Armco i A1050 również są widocznie falowane, jednakże górna jest relatywnie drobniejsza i gęstsza o mniej regularnym kształcie niż dolna. W tabeli 7.7 zaprezentowano parametry złącza zmierzone podczas badań mikroskopowych, jako wartości średnie długości i wysokości fali wraz z wartościami odchylenia standardowego oraz wyliczonymi wartościami współczynnika RGP.

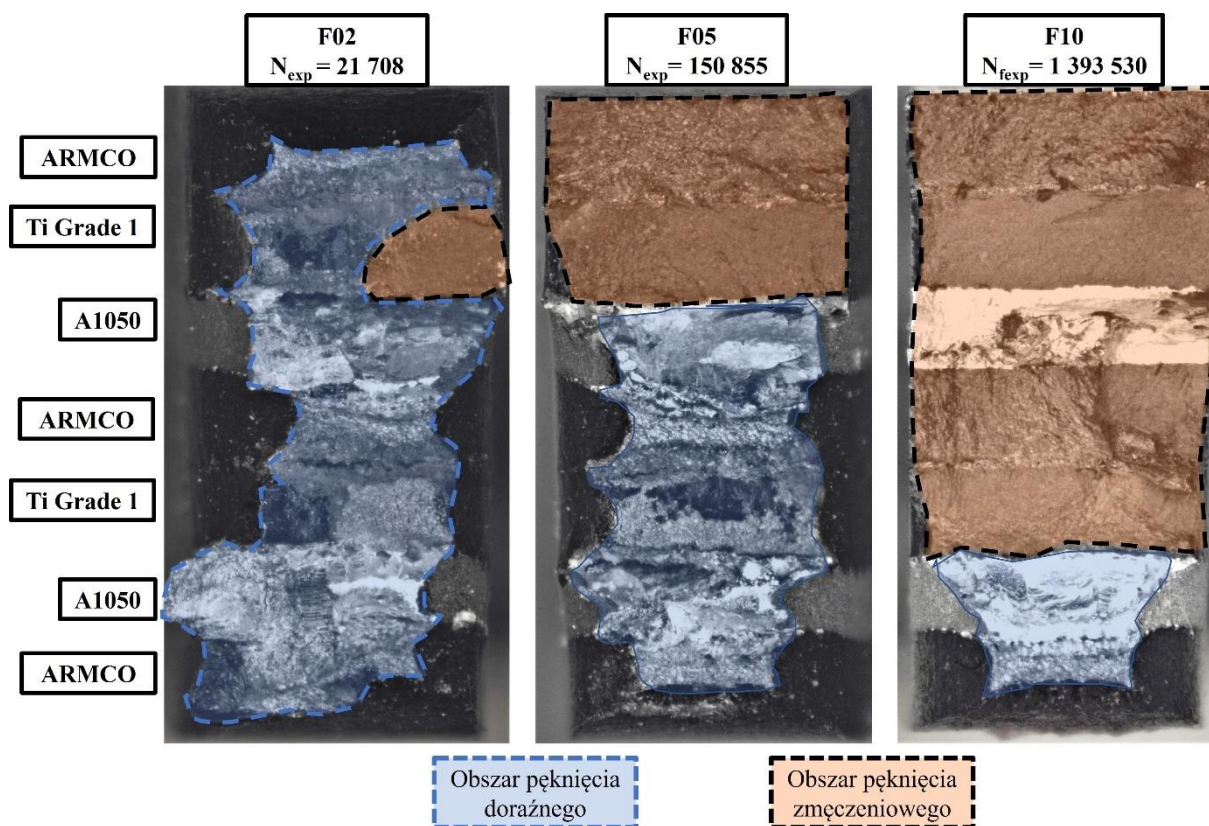


Rysunek 7.28 Charakterystyka złącza kompozytu Ar-Ti-Al(7)

Tabela 7.7 Parametry geometryczne powierzchni zgrzania kompozytu Ar-Ti-Al(7)

Nazwa kompozytu	Interfejs	Wysokość fali, $H$ [ $\mu\text{m}$ ]	Długość fali, $\lambda$ [ $\mu\text{m}$ ]	RGP [ $\mu\text{m}$ ]
Ar-Ti-Al(7)	Armco-Ti	$16 \pm 4$	$250 \pm 64$	0
	Ti-Al	$107 \pm 7$	$538 \pm 24$	15,5
	Al- Armco	$68 \pm 5$	$389 \pm 42$	16,2
	Armco-Ti	$8 \pm 2$	$109 \pm 51$	0
	Ti-Al	$36 \pm 22$	$378 \pm 148$	120,1
	Al- Armco	$121 \pm 15$	$535 \pm 48$	9,7

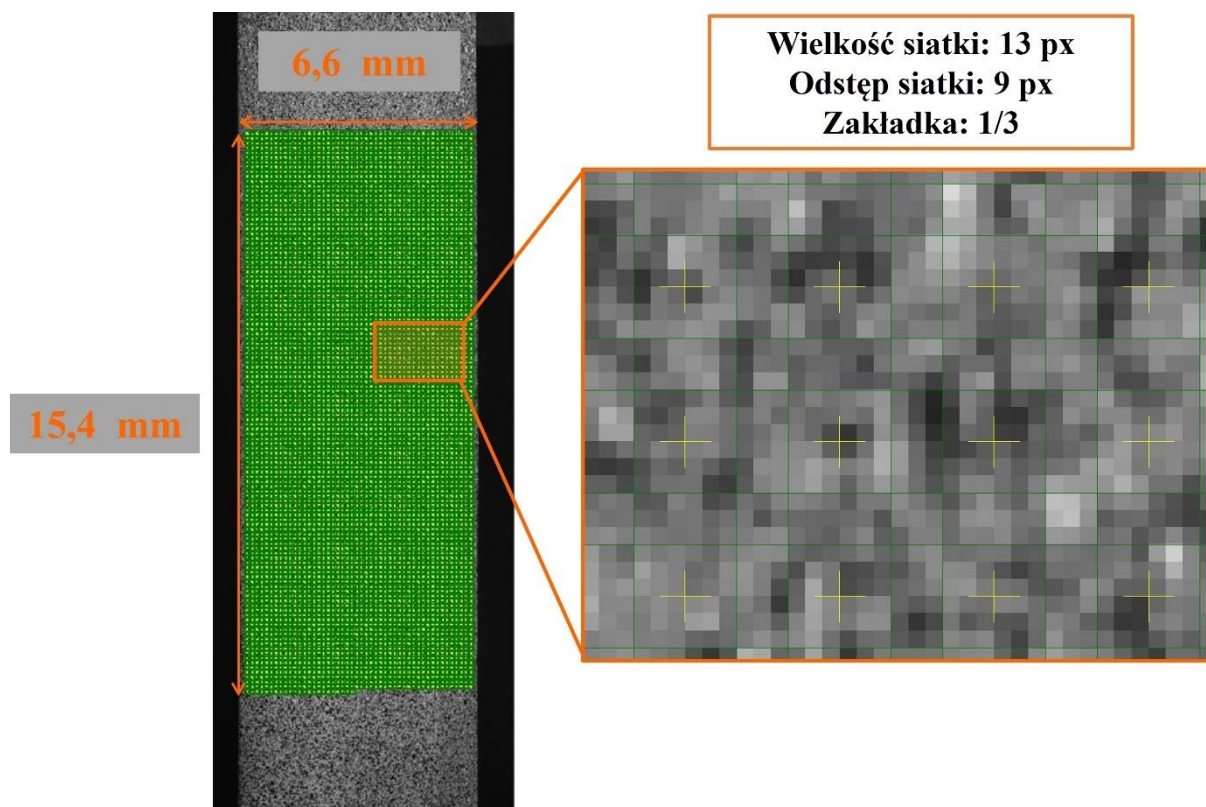
Badania zmęczeniowe kompozytu Ar-Ti-Al(7) wykazały skłonność do inicjacji pęknięcia zmęczeniowego w miejscu połączenia. W próbkach poddanych badaniom z wykorzystaniem systemu DIC, pęknięcia główne pojawiały się w górnym połączeniu pomiędzy warstwą żelaza Armco i tytanu Ti Grade 1. W przypadku próbek testowanych bez inspekcji odkształcenia *in situ*, jednoznaczne określenie miejsca inicjacji pęknięcia zmęczeniowego okazało się utrudnione. Jednakże, obszar pęknięcia doraźnego zawsze obejmował ostatnie warstwy kompozytu A1050 oraz Armco. Przykładowe zdjęcia przełomów trzech próbek (F02, F05 i F10) testowanych przy różnych wartościach siły maksymalnej (6,70 kN, 4,80 kN i 3,36 kN), które osiągnęły trwałości wynoszące odpowiednio: 21 708, 150 855 oraz 1 393 530 cykli zaprezentowano na rysunku 7.29. Wraz z malejącą wartością obciążenia i rosnącą trwałością zmęczeniową, obszar pęknięcia zmęczeniowego zajmował coraz większą część przełomu. Dla najniższych trwałości obejmował pięć warstw kompozytu.



Rysunek 7.29 Przelomy zmęczeniowe trzech próbek kompozytu Ar-Ti-Al(7) testowane przy różnych poziomach obciążenia

Z powodzeniem wykonano rejestrację danych podczas testów zmęczeniowych dwóch próbek F13 i F14. Dla obu próbek użyto takich samych parametrów korelacji. Wielkość siatki wynosiła 13 pikseli, a odstęp pomiędzy sąsiadującymi punktami 9 pikseli co spowodowało zachodzenie na siebie pół składowych punktów pomiarowych o  $1/3$  długości krawędzi. Na rysunku zademonstrowano jakość powierzchni przygotowanej do badań, rozmiar pola obliczeń (*ang. region of interest*), a także wielkość siatki. Dobra jakość powierzchni pozwala na dalsze zagęszczenie siatki i spełnienie wymogu ośmiu przejść tonalnych w ramach jednego punktu pomiarowego. Jednakże, celem badania było wykrycie koncentracji odkształcenia, a dalsze zwiększanie rozdzielczości wprowadza większą niepewność i zwiększa czas obliczeń. Dodatkowo w przypadku próbki F13, której uszkodzeniu towarzyszyły znaczne odkształcenia, niewielki rozmiar siatki skutkował utratą coraz to większej liczby punktów w miarę postępowania uszkodzenia. Problem ten wyeliminowano stosując pośredni krok referencyjny (*ang. rung step*). Domyślnie korelacja prowadzona jest względem pierwszej zarejestrowanej klatki obrazującej obiekt z zerowym obciążeniem. Możliwe jest również prowadzenie korelacji pomiędzy następującymi po sobie klatkami. Rozwiązanie to jest powszechne przy dużych

odkształceniach, kiedy to korelacja względem bazowego obrazu nie powodzi się, czego powodem jest zbyt duża różnica porównywanych obrazów. Zastosowanie tego rozwiązania pozwala na zachowanie większej liczby skorelowanych punktów. Wadą takiego prowadzenia obliczeń jest kumulacja błędu z każdą pośrednią klatką.



Rysunek 7.30 Jakość powierzchni i obszar korelacji wraz z parametrami siatki dla próbki F14

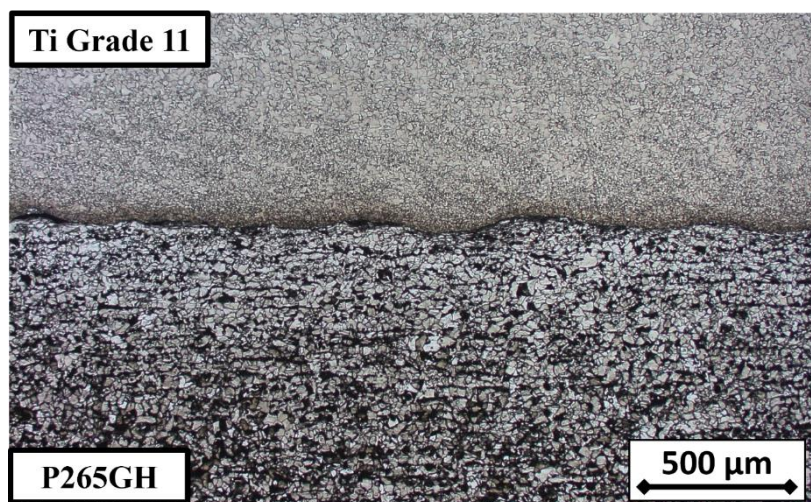
W tabeli 7.8 przedstawiono wyniki badań zmęczeniowych. Pomiar odkształcenia realizowany był wyłącznie za pomocą DIC dla dwóch wybranych próbek. Tabela zawiera średnią wartość siły oraz jej amplitudę, częstotliwość prowadzenia testu oraz zarejestrowaną trwałość zmęczeniową.

Tabela 7.8 Wyniki badań zmęczeniowych kompozytu Ar-Ti-Al(7)

Nazwa kompozytu	Nr próbki	$F_m$ [kN]	$F_a$ [kN]	$f$ [Hz]	$N_{exp}$ [-]
Ar-Ti-Al(7)	F02	3,42	3,28	20	21 708
	F03	2,94	2,82	20	77 575
	F04	2,69	2,59	20	151 785
	F05	2,45	2,35	20	150 855
	F06	2,20	2,12	20	394 522
	F07	3,18	3,06	20	67 741
	F08	3,67	3,53	20	7 821
	F09	1,96	1,88	20	321 095
	F10	1,71	1,65	20	1 393 530
	F12	2,20	2,12	20	922 640
	F13	3,42	3,28	20	33 000
	F14	2,33	2,23	20	718 722
	F15	2,45	2,35	20	239 163

### 7.2.3 Ti-P265

Złącze Ti-P265, zaprezentowane na rysunku 7.31, charakteryzowało się płaską falą zarówno w kierunku detonacji, jak i do niego prostopadłym. Zidentyfikowane parametry złącza, zaprezentowane w tabeli 7.9, wskazują, że w żadnym z materiałów analizowanych w pracy fala między stalą, a materiałem nakładanym nie była tak płaska. Stosunek średniej wysokości do długości wynosił zaledwie 0,068.

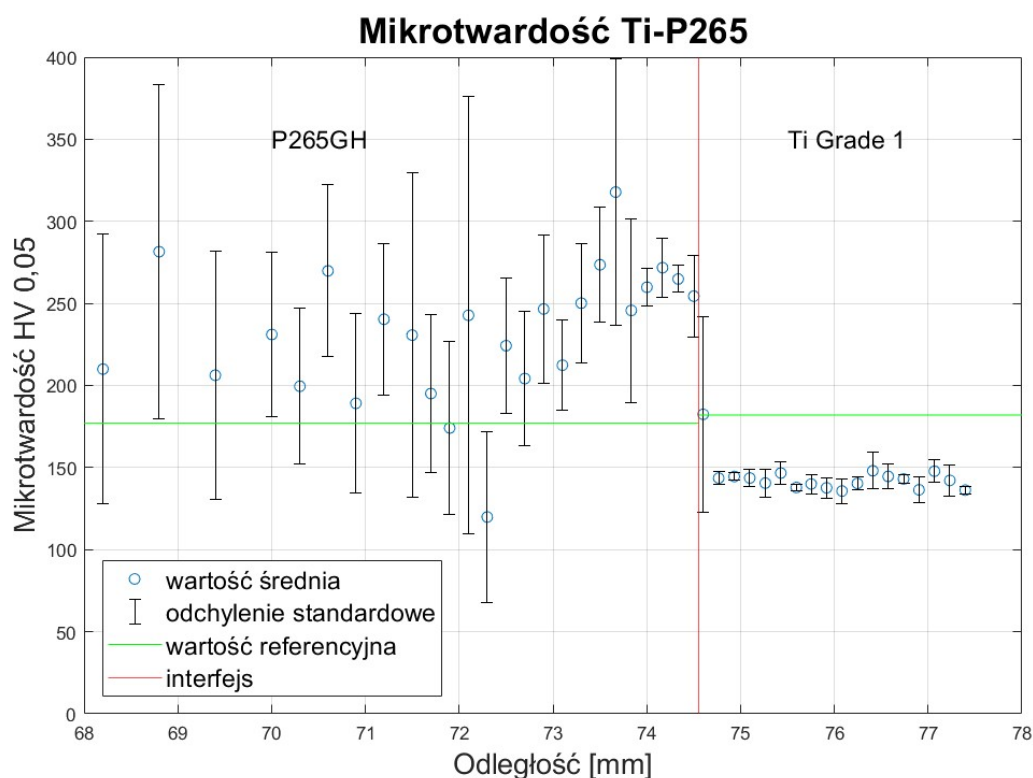


Rysunek 7.31 Zdjęcia strefy zgrzania kompozytu Ti-P265

Tabela 7.9 Parametry geometryczne powierzchni zgrzania kompozytu Ti-P265

Nazwa kompozytu	Interfejs	Wysokość fali, $H$ [ $\mu\text{m}$ ]	Długość fali, $\lambda$ [ $\mu\text{m}$ ]	RGP [ $\mu\text{m}$ ]
Ti-P265	Ti-P265GH	$27,4 \pm 13,3$	$403 \pm 153,1$	0,73

Z rozkładu mikrotwardości zaprezentowanego na rysunku 7.32 w obrębie złącza wynika, że warstwa tytanu nie ulega umocnieniu w stosunku do wartości referencyjnej. Jednocześnie wartości notowane w warstwie stali charakteryzują się bardzo dużym rozrzutem osiągającym nawet około 50%. Nie zaobserwowano znaczącego wzrostu mikrotwardości w bezpośrednim sąsiedztwie złącza, co jest rezultatem przeprowadzonej obróbki cieplnej.



Rysunek 7.32 Rozkład mikrotwardości w przekroju poprzecznym płyty Ti-P265

Wyniki badań zmęczeniowych zgromadzono w tabeli 7.10. Zawierają średnią wartość siły oraz jej amplitudę, częstotliwość prowadzenia testu, maksymalne naprężenie w warstwie stali wyliczone zgodnie z zależnością (3), a także zarejestrowaną trwałość zmęczeniową. Materiał wykazywał mieszany sposób powstawania uszkodzenia. Na ogół próbki pękały w wyniku propagacji pęknięcia z powierzchni stali lub przez pojawienie się nieciągłości w środku próbki. W kilku przypadkach źródło pęknięcia głównego znajdowało się w interfejsie.

Tabela 7.10 Wyniki badań zmęczeniowych kompozytu Ti-P265

Nazwa kompozytu	Nr próbki	$F_m$ [kN]	$F_a$ [kN]	$f$ [Hz]	$\sigma_{max}^{stal}$ [MPa]	$N_{exp}$ [-]
Ti-P265	F01	14,00	14,00	10	340	4 415 801
	F02	16,50	16,50	10	401	438 195
	F03	18,00	18,00	5	437	106 137
	F04	19,00	19,00	3	462	7 233
	F05	18,50	18,50	3	450	54 260
	F06	17,00	17,00	5	413	338 331
	F07	16,00	16,00	10	389	618 185
	F08	18,75	18,75	1	456	10 881

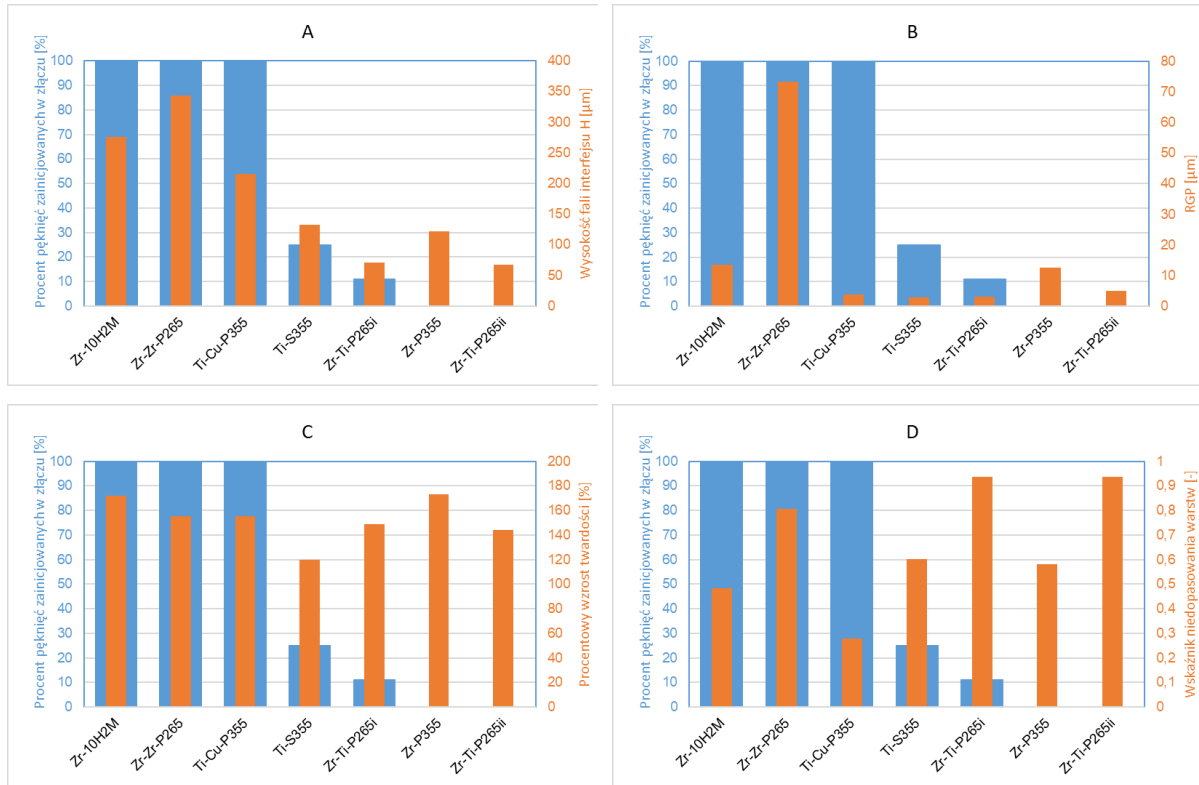
## 8. Analiza wyników

---

W kolejnych podrozdziałach przedstawiono analizę wyników, a także ujawniono związki pomiędzy materiałami z poszczególnych grup testowanych kompozytów. Wyniki podzielono ze względu na stan obciążenia podczas testu zmęczeniowego oraz rodzaj materiału na wzór podziału zastosowanego w rozdziale 5.

### 8.1. Materiały testowane z zerową wartością naprężenia średniego

Sześć materiałów badanych w jednakowych warunkach obciążenia otwiera możliwości szerokiej analizy wpływu parametrów złącza oraz zastosowanej konfiguracji poszczególnych warstw na trwałość zmęczeniową kompozytu. W pierwszej kolejności podzielono materiały ze względu na miejsce inicjacji pęknięcia zmęczeniowego prowadzącego do zniszczenia próbki. Trzy materiały charakteryzowały się propagacją pęknięcia zapoczątkowanego w interfejsie: Zr-10H2M, Zr-Zr-P265 oraz Ti-Cu-P355. Dwa wykazywały mieszany charakter, z tym, że pęknięcia od połączenia nie stanowiły więcej niż 1/4 wszystkich próbek: Ti-S355 i Zr-Ti-P265. Ostatnie dwa kompozyty: Zr-P355 oraz Zr-Ti-P265 pękały wyłącznie od zewnętrznej warstwy stali. Na rysunku 8.1 zaprezentowano próbę skorelowania wartości charakteryzujących poszczególne płyty z procentowym udziałem pęknięć zainicjowanych w połączeniu. Geometria fali opisana za pomocą wysokości okazuje się być dobrym predyktorem miejsca pęknięcia (rysunek 8.1 A). Kompozyty charakteryzujące się relatywnie dużą wartością wysokości fali – powyżej 200  $\mu\text{m}$  – ulegały zniszczeniu w wyniku pęknięć propagujących ze złącza. Podobna zależność jest również widoczna w przypadku posłużenia się jej długością, jako że obie wartości są ze sobą związane, a wysokość fali w omawianych przypadkach stanowi od 20% do 30% długości. Porównanie wyników z wartością wskaźnika RGP nie wykazuje korelacji parametrów (rysunek 8.1 B). Podobnie, jak współczynnik niedopasowania właściwości mechanicznych definiowany jako stosunek granic plastyczności materiału płyty bazowej i jej sąsiadującemu (rysunek 8.1 C) oraz procentowy wzrost twardości względem wartości referencyjnej w bezpośrednim sąsiedztwie złącza (rysunek 8.1 D). Opis materiału za pomocą wysokości fali interfejsu zawiera w sobie wiele informacji, ponieważ jest ona wynikiową najważniejszych czynników, takich jak: rodzaj materiałów poddanych zderzaniu, masa płyty lotnej, prędkość detonacji oraz dystans wstępny łączonych płyt i bezpośrednio związana z nim prędkość zderzenia.



Rysunek 8.1 Udziały pęknięć w interfejsie porównane z parametrem charakterystycznym dla materiału

Wyniki trwałości zmęczeniowej wszystkich kompozytów wraz z liniami regresji wg modelu Basquina zostały zaprezentowane na rysunkach 8.2 i 8.3. Uwzględniając rzeczywiste grubości warstw w poszczególnych próbkach każdego kompozytu wyliczono niepewności amplitudy naprężenia. Zostały przedstawione na wykresach w postaci słupków błęd. Wyliczone metodą różniczki zupełnej (propagacja błęd, przenoszenie błęd) zakładają następujące niepewności:

- względne:  $\Delta E = 3\%$  dla modułu Younga oraz  $\Delta F = 1\%$  dla siły;
- bezwzględne:  $\Delta h = 0,1$  mm dla grubości warstwy oraz  $\Delta w = 0,05$  mm dla szerokości próbki.

Podstawiając do zależności (2) wartości grubości warstwy  $h$  oraz jej szerokości  $w$  otrzymujemy dla amplitudy przyłożonej siły  $F_a$  amplitudę naprężenia

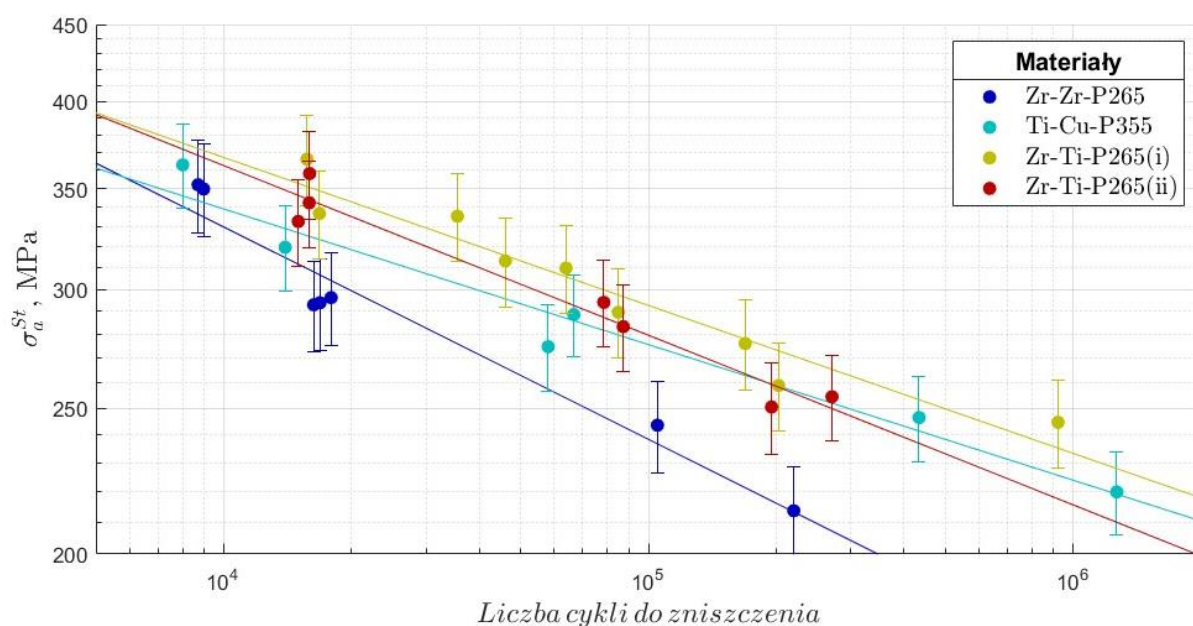
$$\sigma_a^{(i)} = \frac{F_a \cdot E^{(i)}}{\sum_{i=1}^k E^{(i)} \cdot w \cdot h^{(i)}} \quad (16)$$

Finalna forma niepewności amplitudy naprężenia w warstwie przyjmuje postać:

$$\sigma_a^{(i)} = \frac{\delta}{dE} \left( \frac{F_a \cdot E^{(i)}}{\sum_{i=1}^k E^{(i)} \cdot w \cdot h^{(i)}} \right) \Delta E + \frac{\delta}{dF} \left( \frac{F_a \cdot E^{(i)}}{\sum_{i=1}^k E^{(i)} \cdot w \cdot h^{(i)}} \right) \Delta F + \frac{\delta}{dw} \left( \frac{F_a \cdot E^{(i)}}{\sum_{i=1}^k E^{(i)} \cdot w \cdot h^{(i)}} \right) \Delta w + \frac{\delta}{dh} \left( \frac{F_a \cdot E^{(i)}}{\sum_{i=1}^k E^{(i)} \cdot w \cdot h^{(i)}} \right) \Delta h. \quad (17)$$

W celu zwiększenia czytelności wyniki podzielono ze względu na liczbę warstw kompozytu. W grupie trójwarstwowych materiału znajdują się trzy, których materiałem bazowym jest stal P265GH. Dwa z nich są bliźniacze, a jedyną różnicą w procesie wytwarzania był dystans wstępny pomiędzy płytami (tabela 5.5). Zidentyfikowana różnica w wielkości fali była niewielka. Pomimo faktu, że kompozyt Zr-Ti-P265(i) uległ zniszczeniu w wyniku propagacji pęknięcia od złącza należy zauważyć, że wartość zamieszczona na wykresie 8.1 A wynosi 11%, a przy liczbie próbek wynoszącej 9 przekłada się to na pojedynczy przypadek. W rezultacie materiały wykazują podobną wytrzymałość zmęczeniową. Przyglądając się liniom regresji możemy zauważyć, że przechodzą przez punkty należące do obu kompozytów i mieszczą się w zakresie niepewności wyznaczonych wartości naprężeń. Do jednoznacznego stwierdzenia, że próbki należą do tej samej populacji, należałoby zgromadzić więcej punktów pomiarowych. Jednakże, bliskość położenia punktów na wykresie wskazuje, że zmiana wartości parametru zgrzewania jakim jest dystans wstępny, nie wpływa znacząco na osiągi materiału przy obciążeniu zmęczeniowym. Pęknięcie mające swoje źródło w interfejsie wystąpiło dla najwyższego zastosowanego obciążenia wynoszącego 366 MPa w warstwie stali i przełożyło się na trwałość  $N_{exp} = 15700$  cykli. Dla porównania najbliższy testowany poziom obciążenia materiału Zr-Ti-P265(ii) wyniósł 358 MPa i skutkował trwałością  $N_{exp} = 15932$  cykli. Wyniki trwałości obu materiałów w zakresie od  $10^4$  do  $10^5$  cykli są nierozróżnialne, natomiast rozbieżność linii regresji w kierunku dużej liczby cykli wynikać może z faktu, iż największa trwałość zarejestrowana dla materiału Zr-Ti-P265(ii) wyniosła około 270 000 cykli. Ponadto, materiał Zr-Ti-P265(i), w którym zaobserwowano pęknięcie propagujące od złącza wykazuje dla porównywalnych poziomów obciążenia wyższe trwałości, co z kolei pozwala skonkludować, że miejsce inicjacji pęknięcia nie rzutuje na trwałość w tym przypadku. Tu należy mieć na uwadze, że dotyczy to jednego punktu pomiarowego, więc generalizacja na tej podstawie jest nieuzasadniona. Kompozyt Zr-Zr-P265 zawierający płytę bazową i warstwę wierzchnią z takiego samego materiału, jak w przypadku dwóch poprzednich kompozytów, wykazuje znacznie niższą trwałość zmęczeniową. Jest to materiał, którego wszystkie próbki uległy zniszczeniu wskutek propagacji pęknięcia z interfejsu Zr-P265 o największych wymiarach fali. Trwałość w zakresie do  $10^4$  cykli była ponad dwukrotnie niższa niż Zr-Ti-P265(i) i Zr-Ti-P265(ii), a różnica powiększała się w kierunku wysokiej liczby cykli. Można

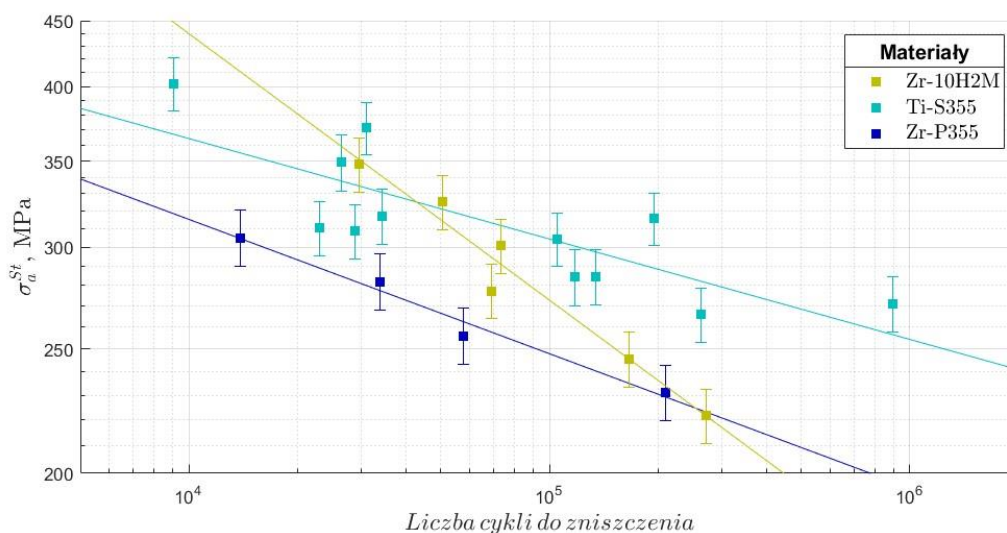
zatem wnioskować, że miejsce inicjacji pęknięcia zmęczeniowego, które w tym przypadku jednoznacznie koreluje z wysokością fali, kształtuje wytrzymałość zmęczeniową kompozytu z płytą bazową ze stali P265GH. Ostatnim trójwarstwowym materiałem przedstawionym na tym wykresie jest Ti-Cu-P355. Jedyny kompozyt z wierzchnią warstwą tytanu i płytą bazową ze stali P355GH o wyższej wytrzymałości. Materiał ten wykazuje podobne osiągi do Zr-Ti-P265(i) i Zr-Ti-P265(ii). Jediną rzucającą się w oczy różnicą jest wynik trwałości dla największego poziomu obciążenia 363 MPa wynoszącej 8006 cykli. Wartość ta jest prawie dwa razy mniejsza od osiągniętego przez dwa bliźniacze platery. Różnica ta jednak mieści się w rozrzucie charakterystycznym dla badań zmęczeniowych. Wartości trwałości uzyskane w zakresie od  $10^4$  do  $10^6$  wpisują się w każdą z linii regresji opisujących te materiały. Ponadto kompozyt wykazuje tendencję do pęknięcia od złącza i charakteryzuje go wysokość fali przekraczająca 200  $\mu\text{m}$ . Na tej podstawie można stwierdzić, że zastosowanie stali o wyższej wytrzymałości nie przekłada się na zwiększenie trwałości zmęczeniowej, a mechanizmem odpowiadającym za taki stan rzeczy jest duża wysokość fali świadcząca o zbyt dużej prędkości zderzenia. Przebadanie takiego materiału z połączeniem o bardziej płaskiej fali pozwoliłoby zweryfikować tę hipotezę.



Rysunek 8.2 Charakterystyki naprężeniowe materiałów trójwarstwowych

Przeprowadzenie porównania pomiędzy kompozytami dwuwarstwowymi jest nieco trudniejsze ze względu na fakt, że każdy z nich wykorzystuje jako materiał bazowy inny gatunek stali. Ponadto, Ti-S355 jest jedynym materiałem poddanym obróbce cieplnej. Stale S355J2+N oraz 10CrMo9-10 mają zbliżone właściwości wytrzymałościowe, natomiast stal

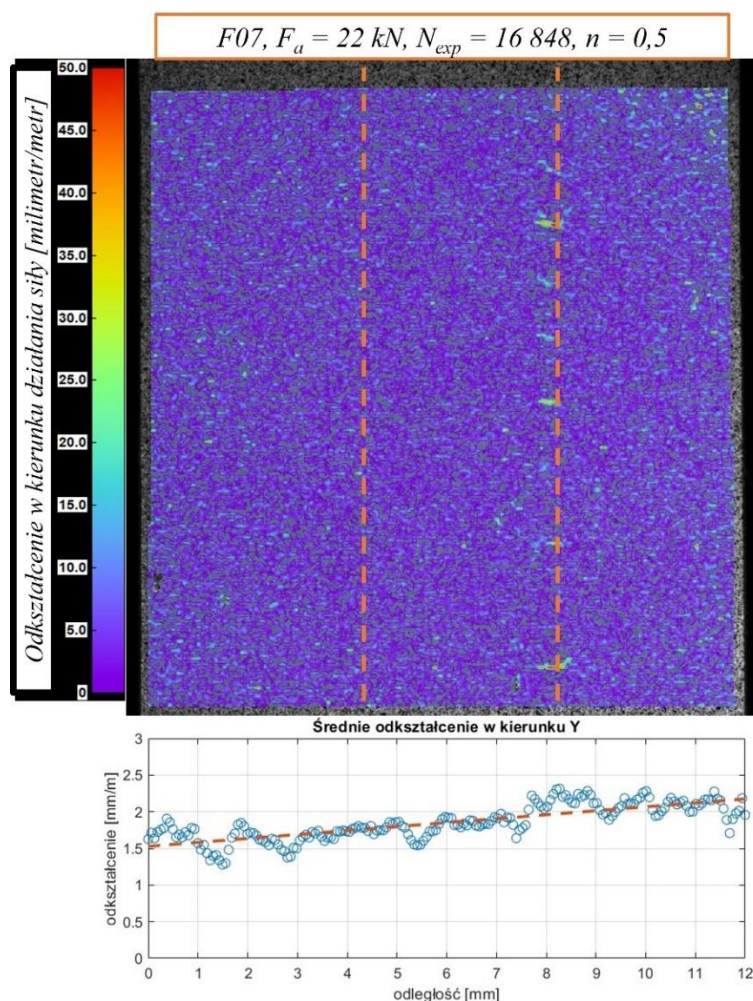
P355GH wykazuje wyraźnie niższą granicę plastyczności, co z reguły przekłada się na niższą wytrzymałość zmęczeniową. Istotnie, materiał Zr-P355 osiągnął najniższą wytrzymałość zmęczeniową wśród materiałów dwuwarstwowych i prezentuje wyraźnie niższe trwałości, do analogicznych poziomów obciążenia, niż trójwarstwowy kompozyt Ti-Cu-P355. Jest też jedynym materiałem wśród dwuwarstwowych, w którym nie zanotowano pęknięć głównych propagujących od interfejsu. W tej kwestii po drugiej stronie spektrum znajduje się kompozyt Zr-10H2M, którego wszystkie próbki pękły właśnie od połączenia. Charakteryzuje go najbardziej stroma linia regresji. Wytrzymałość zmęczeniowa w zakresie od 30 000 do 60 000 cykli wpisuje się w charakterystyki najbardziej wytrzymałych kompozytów, jednakże powyżej 100 000 następuje znaczny spadek wytrzymałości i osiągi przypominają te obserwowane dla najsłabszych kompozytów Zr-P355 oraz Zr-Zr-P265. Obrobiony cieplnie Ti-S355 wykazuje najwyższą wytrzymałość zmęczeniową ze wszystkich siedmiu przebadanych kompozytów. Charakterystyka zmęczeniowa tego materiału została sporządzona na podstawie największej liczby punktów pomiarowych, które cechuje relatywnie duży rozrzut. Pęknięcia pojawiające się w interfejsie pokrywały się z kierunkiem największych naprężeń stycznych na długości odpowiadającej rozmiarowi ziaren, a następnie podążały w kierunku największych naprężeń normalnych – prostopadle do zadanego obciążenia. W kompozytach nieobrobionych cieplnie zmiana kierunku propagacji pęknięcia następowała w odległości równej długości kilku ziaren od interfejsu. Połączenie Ti-S355 było źródłem drobnych pęknięć, a pęknięcia powodujące zerwanie stanowiły jedynie 25% wszystkich próbek. W pozostałych przypadkach propagacja uszkodzenia z powierzchni płyty bazowej postępowała wystarczająco szybko, aby doprowadzić do przerwania ciągłości próbki zanim rozrost pęknięcia z interfejsu przekroczył wartość krytyczną. Należy mieć na uwadze, że zastosowana obróbka cieplna zmieniła stan naprężeń własnych oraz wpłynęła na mikrostrukturę materiału w obrębie połączenia powodując odwęglenie i powstanie twardych węglików tytanu (opisano w rozdziale 7.1.1). Wyniki trwałości zmęczeniowej dwuwarstwowych platerów zaprezentowano na rysunku 8.3.



Rysunek 8.3 Charakterystyki naprężeniowe materiałów dwuwarstwowych

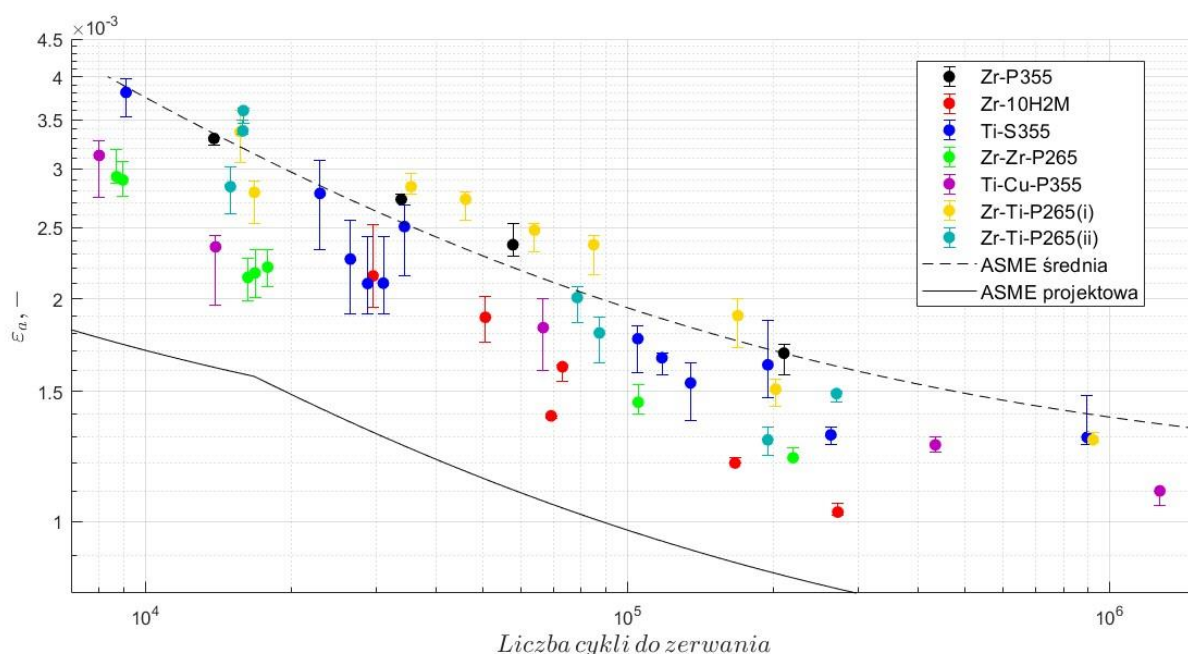
Uzupełnienie testów zmęzeniowych inspekcją pola odkształcenia z wykorzystaniem systemu wizyjnego pozwoliło na zgromadzenie dodatkowych informacji o testowanych materiałach. Jako że materiał Zr-Zr-P265 charakteryzował się największą falą oraz największym udziałem materiału nakładanego w przekroju wybrano go do weryfikacji rozkładu odkształcenia. Konfiguracja warstw powoduje, że różnica pomiędzy odkształceniem w poszczególnych warstwach powinna być największa ze wszystkich zaprezentowanych materiałów. Dzięki wysokiej rozdzielczości pomiarowej możliwe było zarejestrowanie wartości odkształcenia w warstwie stali, w połączeniu oraz warstwach cyrkonu (połączenie bez wyraźnej granicy). Monitorowany obszar próbki pokrywał praktycznie cały sensor kamery zwiększając tym samym szczegółowość pomiaru. Pole obserwacji wynosiło 12 mm na 13 mm, co przy wysokiej liczbie pikseli przełożyło się na rozdzielczość wynoszącą 6,2 μm/piksel. Pomiar oraz korelację przeprowadzono w sposób opisany w rozdziale 6.6.2. Posłużono się kwadratową siatką o długości boku równej 17 pikseli celem zapewnienia wysokiej rozdzielczości. Mając na uwadze, że wraz ze wzrostem rozdzielczości wzrasta niepewność do opisu odkształcenia w warstwie posłużono się uśrednianiem wyników z wybranego obszaru pomiarowego. Odstęp pomiędzy kolejnymi zestawami pikseli był mniejszy niż długość boku siatki i wynosił 13 pikseli, przez co sąsiadujące zbiory zachodziły na siebie (*ang. overlap*). Zabieg ten pozwala zwiększyć rozdzielczość pomiarową. Zastosowane parametry wpisują się w rekomendacje literaturowe [105]. Zastosowanie mniejszej siatki wydłuża czas obliczeń oraz utrudnia identyfikację poszczególnych zbiorów pikseli, natomiast zastosowanie mniejszego odstępu, i w rezultacie zwiększenie „zakładki”, skutkuje tym, że sąsiadujące punkty nie są

niezależne i mimo większej liczebności nie podnoszą jakości uzyskanych wyników. Na rysunku 8.4 przedstawiono - uzyskane dzięki cyfrowej korelacji obrazu - pole odkształcenia wraz ze średnią wartością odkształcenia w kierunku działania siły. Wartość średnia odkształcenia przyjmuje najniższe wartości po stronie materiału nakładanego, a najwyższe przy powierzchni materiału bazowego. W trakcie trwania testu wzrost pozostaje w przybliżeniu niezmienny do około połowy trwałości zmęczeniowej. Po tym czasie pęknięcia w interfejsie stają się wyraźne, a różnica na powierzchniach materiałów rośnie. Sytuacja rozwija się do czasu, gdy pęknięcia przyjmują znaczący rozmiar i około 90% trwałości deformacja w uszkodzonej warstwie stali nie może postępować. Nachylenie linii regresji pozwala wyliczyć różnicę pomiędzy odkształceniem mierzonym za pomocą ekstensometru po stronie stali, a wartością w interfejsie – miejscu newralgicznym z punktu widzenia inicjacji pęknięcia zmęczeniowego. Różnica wynosi około 6% i pomimo jej obecności materiał ulegał uszkodzeniu w wyniku rozwoju pęknięcia ze słabiej odkształconego połączenia.



Rysunek 8.4 Pole odkształcenia próbki F09 kompozytu Zr-Zr-P265

Z punktu widzenia przeznaczenia materiały analizowane w tym podrozdziale można traktować jako kompozyty z warstwą materiału reaktywnego nakładanego na stalową płytę bazową. Ze względu na maksymalne odkształcenie występujące po stronie stali, charakterystyki zmęczeniowe mogą zostać przedstawione jako wartość amplitudy odkształcenia w warstwie stali w funkcji liczby cykli do zniszczenia. Ponieważ testy zmęczeniowe prowadzone były ze stałą amplitudą siły/naprężenia, amplituda odkształcenia nie była stała w trakcie trwania badania. Na rysunku 8.5 zaprezentowano wartości amplitudy odkształcenia, jaką materiały wykazywały w połowie trwałości zmęczeniowej w funkcji liczby cykli do zerwania. Dodatkowo, informację o zmianie amplitudy w trakcie trwania badania zobrazowano za pomocą słupków błędów, przyjmujących wartości amplitudy dla trwałości względnej  $n=0,2$  oraz  $n=0,8$ .



Rysunek 8.5 Charakterystyka odkształceniowa materiałów zgrzewanych wybuchowo

Jako, że każdy z materiałów zawiera warstwą materiału reaktywnego, z których wykonuje się urządzenia przemysłu energetycznego, na wykresie zamieszczono krzywe będące rekomendacjami do projektowania zbiorników ciśnieniowych oraz części reaktorów przedstawione przez ASME [106]. W związku z faktem, iż urządzenia te poddawane są obciążeniom zmiennym ze względu na warunki panujące podczas eksploatacji, a bezpieczeństwo tych jednostek należy do najważniejszych obaw projektantów, osiągnięte wyniki odniesiono właśnie do tych wytycznych. Zaprezentowano dwie krzywe, które odnoszą się do niestopowych stali testowanych w temperaturze otoczenia bez udziału środowisk

korozyjnych. Pierwsza z nich – ASME średnia - została opracowana przez dopasowanie krzywej do zgromadzonych danych eksperymentalnych. Opisuje ją następująca zależność:

$$\ln(N) = 6,564 - 1,975 \ln(\varepsilon_a - 0,00113). \quad (18)$$

Druga – ASME projektowa – jest jej modyfikacją. Polega na redukcji trwałości zmęczeniowej w każdym punkcie przy użyciu współczynnika równego 2 dla odkształcenia oraz 20 dla liczby cykli. W dokumencie stwierdzono, że wartość współczynnika została dobrana w taki sposób, aby zawrzeć wpływ rozrzutu danych, jakości powierzchni oraz efektu skali wynikającego z geometrii próbek zmęczeniowych i gabarytu elementów rzeczywistych. Wszystkie punkty pomiarowe siedmiu kompozytów znajdują się nad krzywą co świadczy o tym, że kompozyty spełniają wymagania stawiane materiałom, których obszar zastosowania jest pokrywa się zastosowaniem platerów.

Do zbadania wpływu strefy spojenia na trwałość zmęczeniową wykorzystano proces gaussowski. Jak opisano w rozdziale 6.7, GP bazuje na założeniu, że rozkład wartości funkcji jest normalny. W odniesieniu do badań zmęczeniowych założenie to jest zasadne i zostało zaprezentowane w pracy [95]. W celu spełnienia tego warunku model zbudowano w oparciu o wartości zlogarytmowanej trwałości zmęczeniowej, amplitudy odkształcenia oraz wysokości fali charakterystycznej dla danego kompozytu. W wyniku otrzymano powierzchnię regresji, pozwalającą zidentyfikować charakter zależności pomiędzy poszczególnymi wielkościami. Na rysunku 8.6 przedstawiono wyniki predykcji trwałości zmęczeniowej modelu w oparciu o dane wejściowe wszystkich siedmiu kompozytów przy wykorzystaniu funkcji kowariancji ARD-SE. Ponieważ model został zasilony dwoma wielkościami wejściowymi, a dla każdej pary argumentów przypisana jest wartość wyjściowa, wynikiem obliczeń jest powierzchnia. Graficzna prezentacja predykcji modelu ze względu na probabilistyczną naturę modelu jest wartością średnią. Dodatkowo zaprezentowano również dwie sąsiadujące z nią powierzchnie odpowiadające 95% przedziałowi predykcji. Ponieważ analiza wykresu przestrzennego jest nieefektywna, dalsze omówienie będzie się opierać na wykresach PDP (*ang. Partial Dependence Plot*) [107] oraz ICE (*ang. Individual Conditional Expectancy*) [108] sporządzonych w oparciu o poszczególne zmienne wejściowe  $\varepsilon_a$  oraz  $H$ . Wykresy PDP (częściowej zależności) jednej zmiennej wejściowej tworzone są przez marginalizację pozostałych wielkości. Na przykład dla odkształcenia, marginalizując  $H$

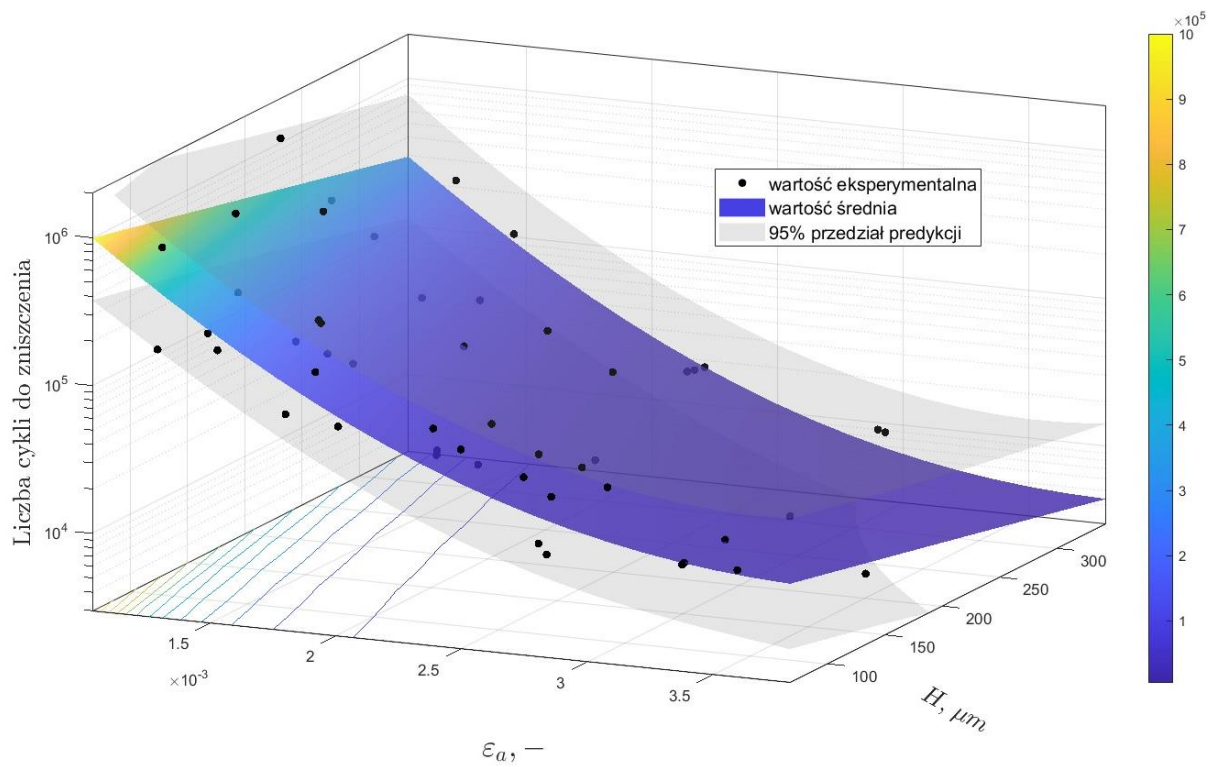
$$f^\varepsilon(\varepsilon_a) \approx \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n f(\varepsilon_a, H_i), \quad (19)$$

gdzie  $n$  – to liczba obserwacji a  $H_i$  to  $i$ -ta obserwacja.

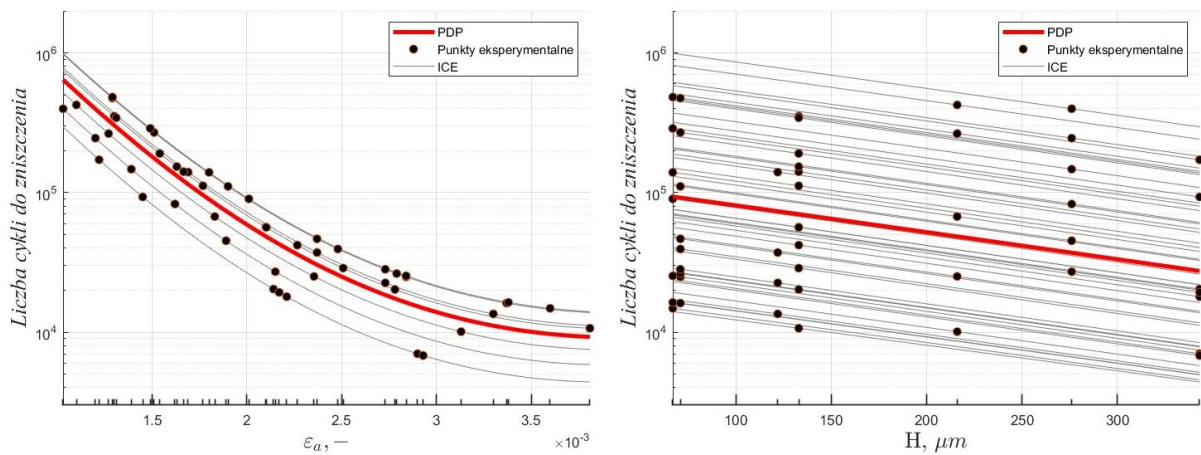
W wyniku otrzymano pojedynczą krzywą reprezentującą globalny związek pomiędzy predyktorem i wartością estymowaną. Istotnym założeniem PDP jest brak korelacji pomiędzy predyktorami, którego naruszenie może skutkować uwzględnieniem w wyliczeniu średniej wartości skrajnie nieprawdopodobnych lub niemożliwych. W niniejszym przypadku predyktory zostały dobrane w taki sposób, aby warunek ten został spełniony. PDP opisuje zmianę wartości wyjściowej modelu dla każdej jednostkowej zmiany wartości predyktora dla całej populacji. Wykres ICE jest ekwiwalentem PDP dla każdego pojedynczego punktu pomiarowego. Ukazuje zależność pomiędzy predykcją modelu dla każdej dokonanej obserwacji, w wyniku czego otrzymano krzywą dla każdego przypadku. PDP jest uśrednioną wartością każdej z indywidualnych linii ICE. Formalną definicję tej lokalnej metody oceny predykcji modelu można zapisać w postaci

$$f_i^e(\varepsilon_a) \approx f(\varepsilon_a, H_i). \quad (20)$$

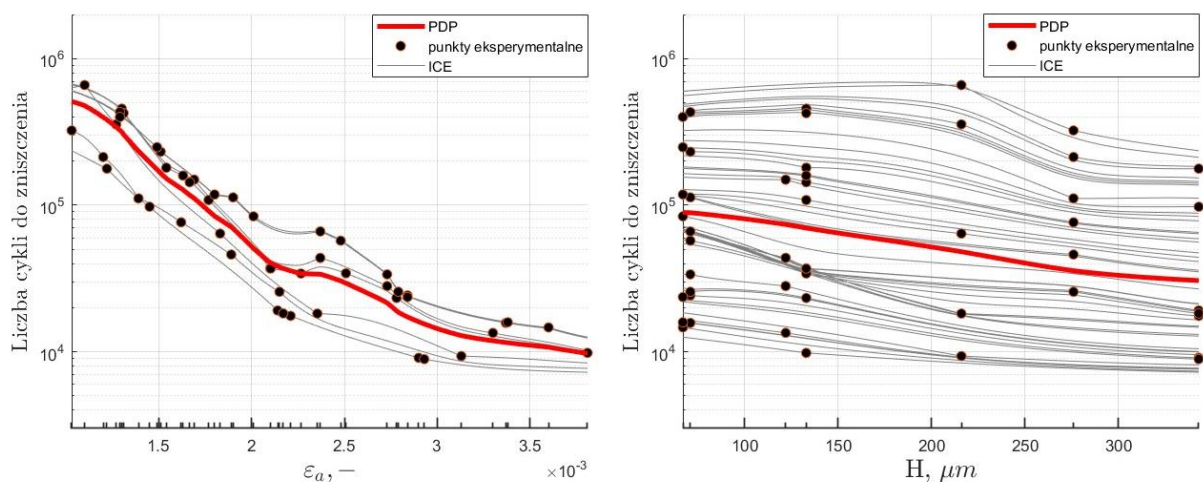
Na rysunku 8.7 przedstawiono PDP i ICE poszczególnych predyktorów. Wykazano nieliniowy charakter zależności pomiędzy amplitudą odkształcenia a liczbą cykli do zniszczenia. Z kolei wysokość fali połączenia wpływa na trwałość zmęczeniową w sposób liniowy. Nachylenie prostej zdefiniowane jako stały stosunek  $(\log(N + \Delta N) - \log(N))/\Delta H$  jest równe 0,0193. Po przeliczeniu ze względu na liczbę cykli przyjmuje postać:  $10^{-0,0193 \cdot \Delta H} - 1 = \frac{\Delta N}{N}$ , dzięki której możliwe jest wyliczenie, że wzrost wartości wysokości fali w połączeniu  $\Delta H$  o 100  $\mu\text{m}$  zmniejsza trwałość zmęczeniową o 36%. Na rysunku 8.8 przedstawiono wyniki PDP i ICE osiągnięte dla funkcji kowariancji ARD-EX, która wykazuje opisany w rozdziale 6.7 *overfitting*. Przez nadmierne dopasowanie do wyników eksperymentalnych przebiegi są niezgodne z fizycznym aspektem badanego zjawiska.



Rysunek 8.6 Powierzchnia regresji  $\varepsilon_a - H - N$  na podstawie modelu GP



Rysunek 8.7 Wykresy indywidualnej zależności od poszczególnych zmiennych (PDP i ICE) z wykorzystaniem funkcji kowariancji ARD-SE

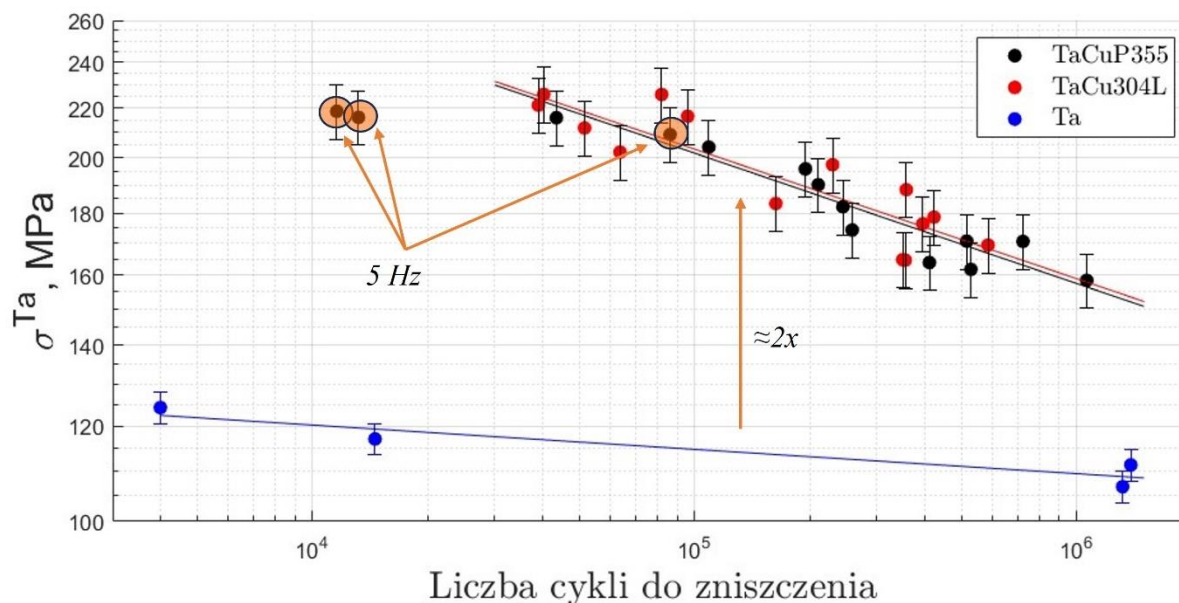


Rysunek 8.8 Wykresy indywidualnej zależności od poszczególnych zmiennych (PDP i ICE) z wykorzystaniem funkcji kowariancji ARD-EX

## 8.2. Materiały testowane z niezerową wartością naprężenia średniego

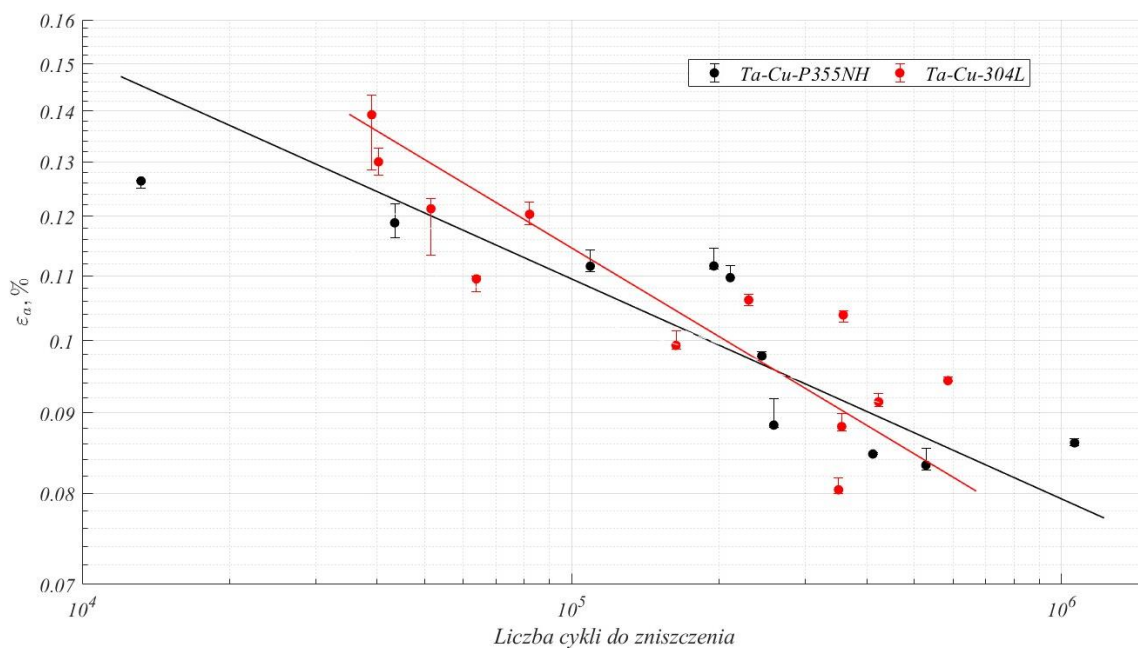
### 8.2.1 Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L

Dane badań zmęczeniowych uzyskane dla obu kompozytów zaprezentowano na rysunku 8.9 w postaci wykresu zależności maksymalnego naprężenia w warstwie tantalu w funkcji liczby cykli do zniszczenia materiału. Wizualizacja wyników zawartych w tabeli 7.6 pozwala na dostrzeżenie podobieństwa osiągnięć obu wariantów kompozytu z wierzchnią warstwą tantalu. Naprężenie w tej warstwie zostało przyjęte jako wielkość wiodąca ze względu na charakter uszkodzenia materiału mającego swoje źródło w tej właśnie warstwie. Dla każdego zestawu danych zaprezentowano również linię trendu w postaci regresji liniowej. Próbkę notującą niższe niż oczekiwane wartości trwałości zmęczeniowej były testowane przy niższej częstotliwości (5 Hz względem standardowej częstotliwości 10 Hz lub 15 Hz), a co za tym idzie z mniejszą prędkością odkształcania materiału. Obserwacje są spójne z opisanymi w pracach dotyczących tantalu [109–111] oraz stali 304L [112,113]. Słupki błędów wyliczone zostały dla każdego poziomu obciążenia metodą różniczki zupełnej na podstawie zależności (17). Do porównania na rysunku zamieszczono również charakterystykę dla jednorodnego tantalu (linia niebieska). Badane kompozyty wykazują około dwukrotny wzrost wytrzymałości zmęczeniowej w porównaniu do trwałości tantalu. Efekt ten przypisywany jest przenoszeniem coraz większego obciążenia przez warstwę stali w przypadku wzrostu uszkodzenia tantalu i miedzi, oraz umocnieniem odkształceniowym kompozytu.



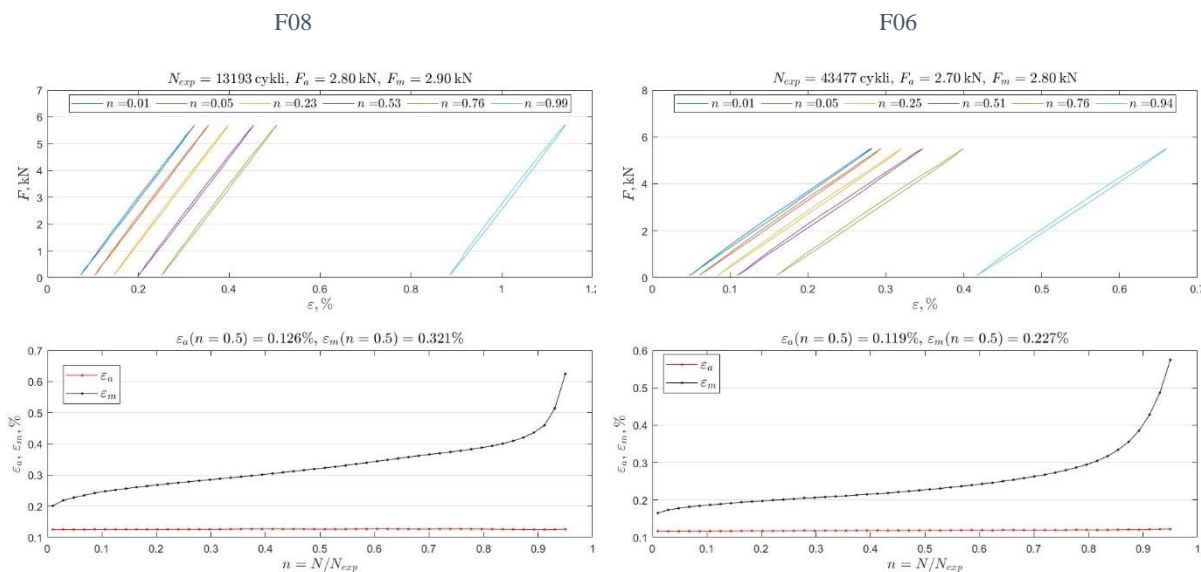
Rysunek 8.9 Charakterystyka naprężeniowa kompozytów Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L

Różnice trwałości zmęczeniowej kompozytów stają się jeszcze mniej znaczące po zaprezentowaniu ich w postaci zależności pomiędzy amplitudą odkształcenia i liczbą cykli do zniszczenia, jak na rysunku 8.10. Ze względu na charakter prowadzenia testów – kontrolowana siła – amplituda odkształcenia dotyczy wartości zarejestrowanej w połowie trwałości zmęczeniowej każdej z próbek, czyli  $n=0,5$ . Z kolei słupki błędów odnoszą się do zmiany tej wielkości w trakcie testu i zawierają wartości dla cyklu  $n=0,2$  oraz  $n=0,8$ . Próbkę poddane interwałowej inspekcji złącza zostały wypolerowane. Wpływ zmiany chropowatości na trwałość kompozytu był na tyle niewielki, że nie wyróżniają się na tle populacji i wpisują w ogólny trend. Można zatem stwierdzić, że zarówno chropowatość powierzchni jak i grubość warstwy miedzi, a także gatunek zastosowanej stali nie są wielkościami wiodącymi z punktu widzenia kształtowania wytrzymałości zmęczeniowej kompozytu. Jednocześnie najważniejszymi czynnikami decydującymi o trwałości jest poziom obciążenia oraz częstotliwość prowadzenia testu. Należy jednak mieć na uwadze, że na podstawie ograniczonej liczby próbek badanych przy częstotliwości 5 Hz (3 sztuki) nie można określić tego wpływu w sposób ilościowy. Pomiar odkształcenia został pomyślnie zrealizowany dla większości próbek. W kilku z nich wystąpił poślizg czujnika, z tego względu utracona została informacja na temat średniego odkształcenia w trakcie trwania próby. Po analizie kształtu sygnału z czujnika stwierdzono, że poślizg nie wpłynął na rejestrowane wartości i możliwe było wyliczenie amplitudy odkształcenia.

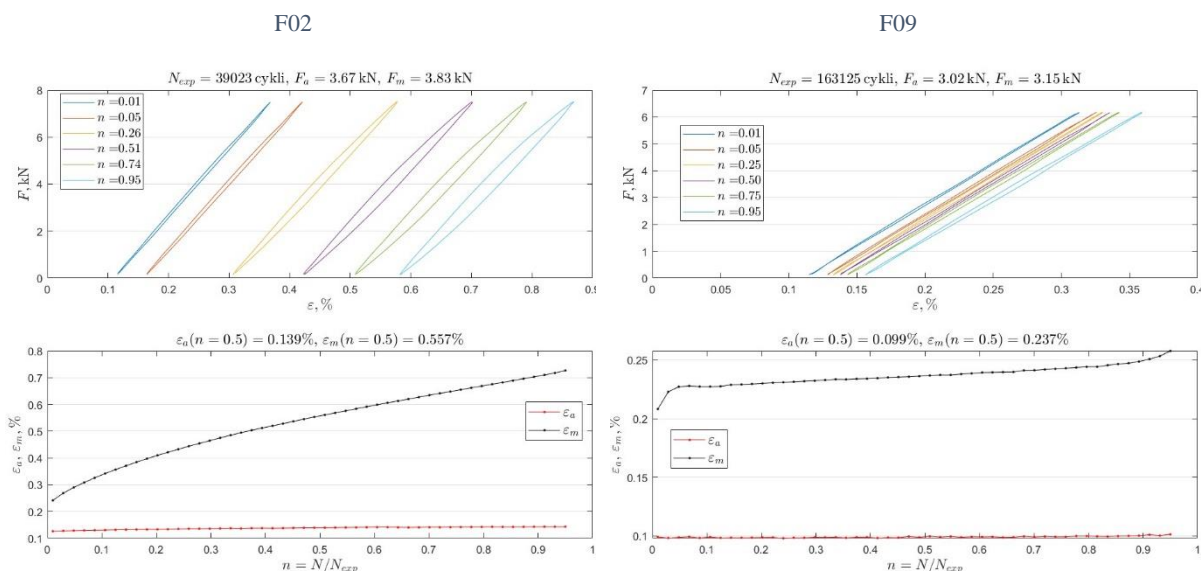


Rysunek 8.10 Charakterystyka odkształceniowa kompozytów Ta-Cu-P355 i Ta-Cu-304L

Analiza stabilności odkształcenia w trakcie trwania badań zmęczeniowych została przeprowadzona na wybranych próbkach z każdego z kompozytów. Na rysunkach 8.11 i 8.12 zaprezentowano wyniki dla kompozytu Ta-Cu-P355 i kompozytu Ta-Cu-304L. Wybrane próbki odzwierciedlają sposób ewolucji odkształcenia dla całego kompozytu. W przypadku materiału Ta-Cu-P355 zarówno przy krótkiej i długiej trwałości, pętle histerezy pozostają bardzo wąskie, ulegają jednak znacznemu przesunięciu w kierunku działania naprężenia średniego. Wartość średnia odkształcenia charakteryzuje się systematycznym wzrostem do około 90% osiągniętej trwałości zmęczeniowej po czym uszkodzenie powoduje jego gwałtowne przyspieszenie. Kompozyt Ta-Cu-304L również charakteryzuje silne cykliczne pełzanie (*ang. ratcheting*). Jednakże istnieje zauważalna różnica pomiędzy kształtem pętli histerezy osiągniętej dla małej i dużej liczby przepracowanych cykli. Przy krótkiej trwałości, pętle są bardziej rozwarłe i znacząco powiększają się w trakcie trwania testu zmęczeniowego, co świadczy o cyklicznym osłabieniu materiału. Dla dużej liczby cykli zjawisko jest o wiele mniej uwidocznione, a wzrost wartości średniej odkształcenia następuje wolno i jednostajnie w trakcie trwania testu. Po osiągnięciu około 90% trwałości następuje gwałtowny wzrost wartości średniej odkształcenia świadczącej o zbliżającym się zerwaniu próbki.

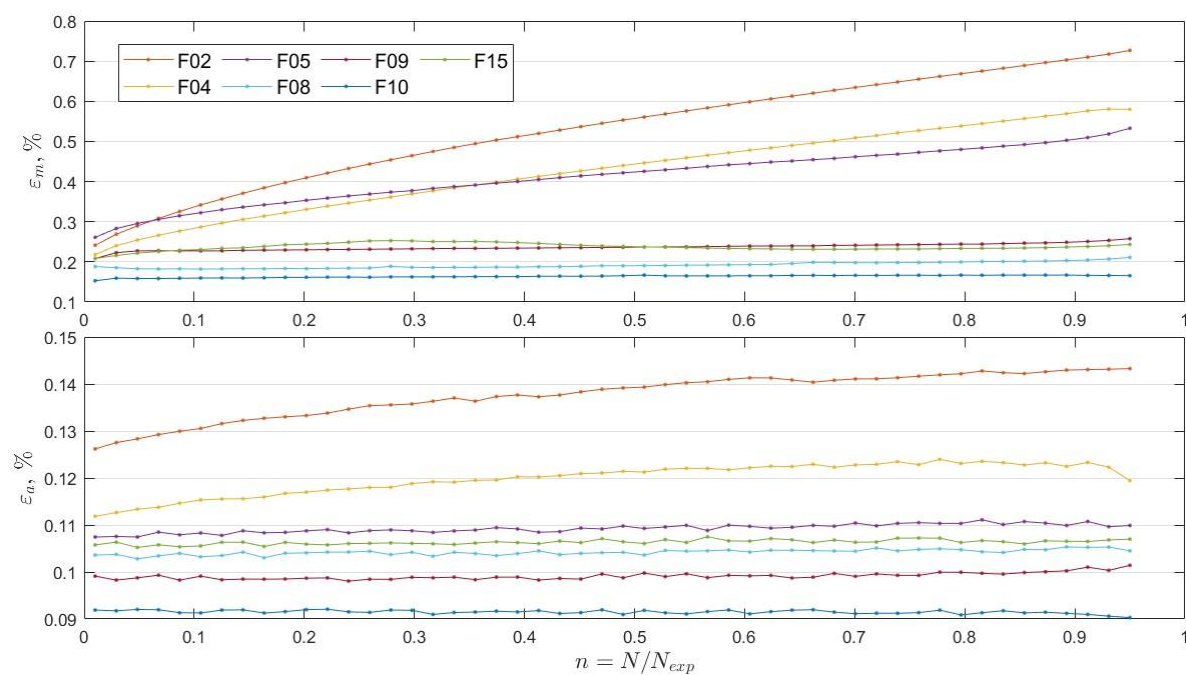


Rysunek 8.11 Pętle histerezy i przebieg odkształcenia próbki F08 kompozytu Ta-Cu-P355

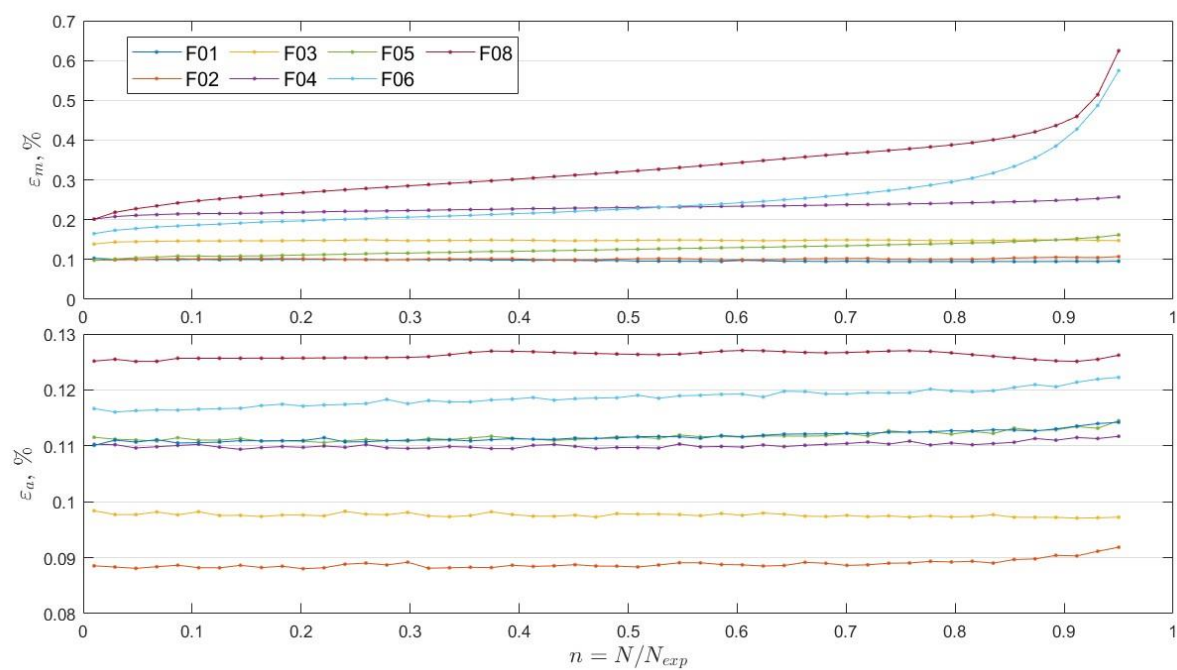


Rysunek 8.12 Pętle histerezy i przebieg odkształcenia F09 kompozytu Ta-Cu-304L

Analiza większej liczby próbek wykazała podobieństwo zachowania obu kompozytów. Na rysunkach 8.13 i 8.14 zaprezentowano przebiegi (po siedem próbek dla każdego kompozytu) amplitudy odkształcenia oraz wartości średniej odkształcenia w funkcji stopnia uszkodzenia materiału  $n = N/N_{exp}$ . Zjawisko cyklicznego pełzania jest najbardziej widoczne dla próbek o niskiej i średniej trwałości zmęczeniowej. Wraz ze wzrostem liczby cykli maleje wzrost wartości średniej odkształcenia.



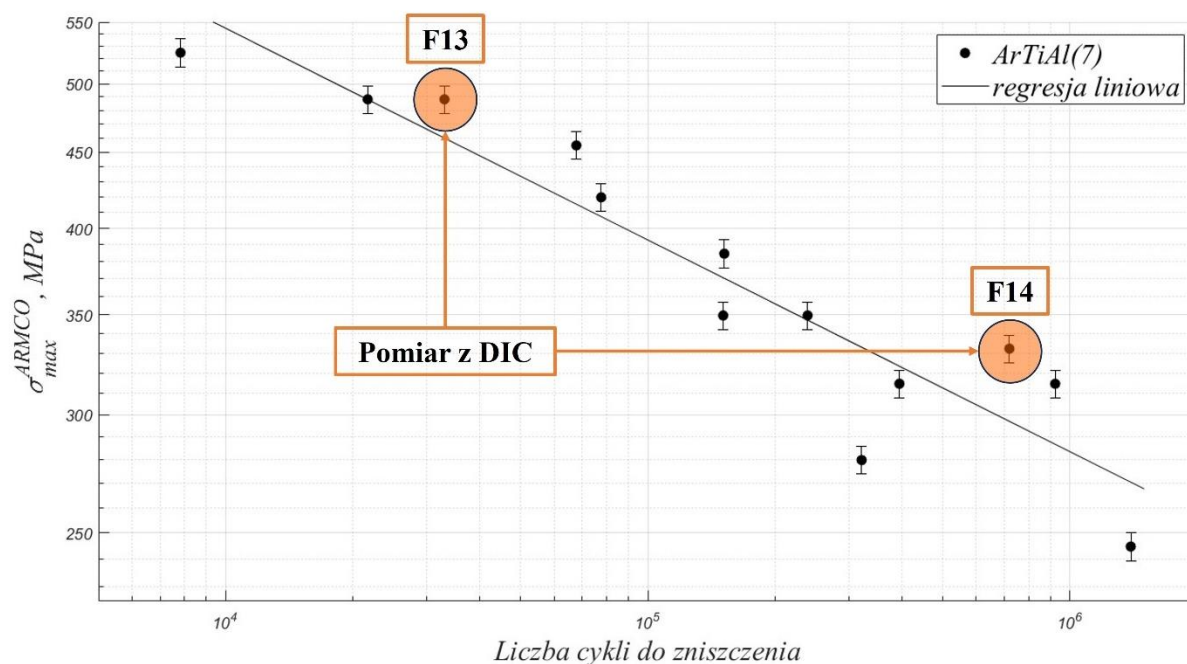
Rysunek 8.13 Przebieg stabilności odkształcenia w trakcie trwania testu kompozytu Ta-Cu-304L



Rysunek 8.14 Przebieg stabilności odkształcenia w trakcie trwania testu kompozytu T13 Ta-Cu-P355

### 8.2.2 Ar-Ti-Al(7)

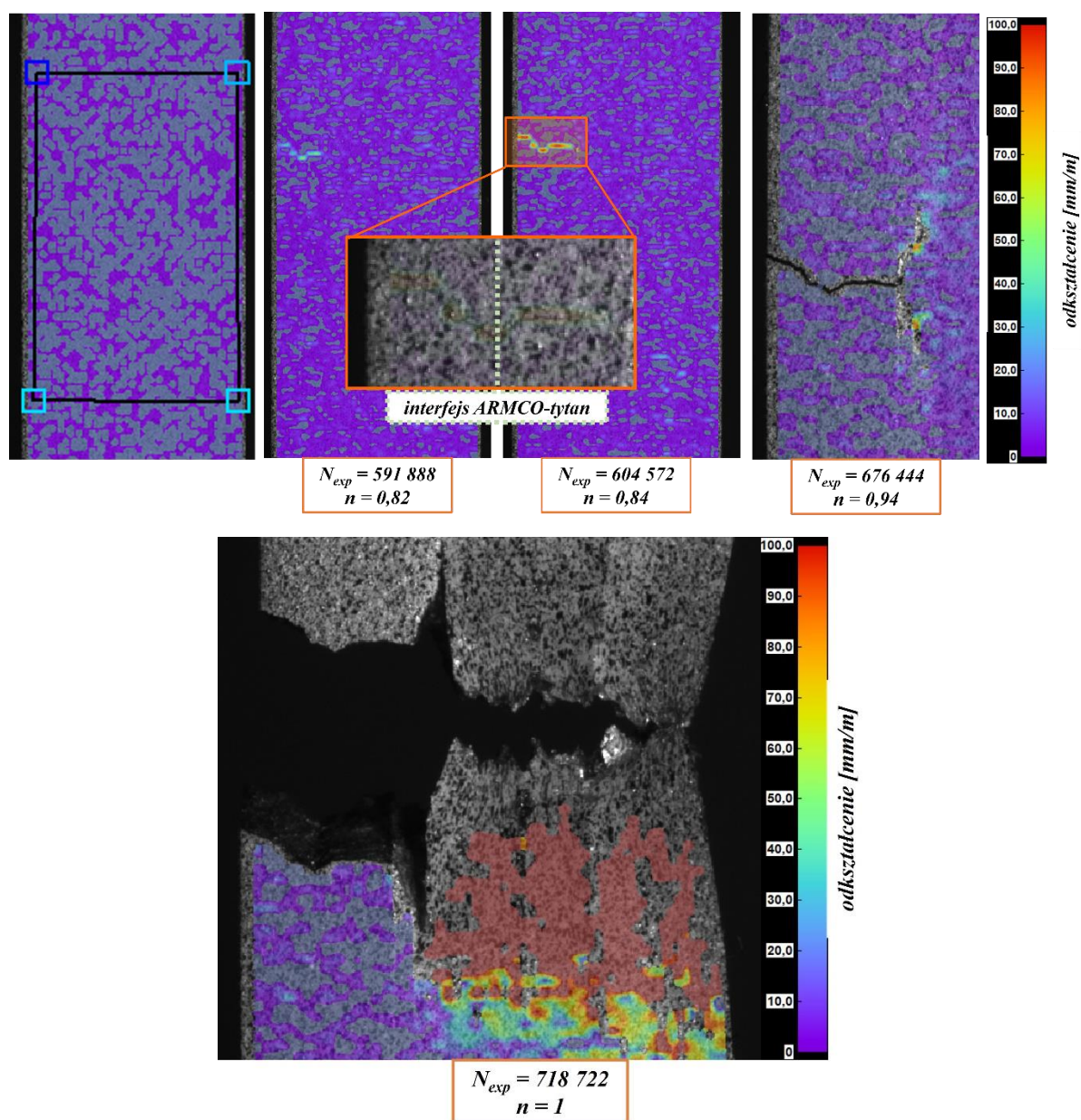
Na rysunku 8.15 zaprezentowano charakterystykę zmęczeniową w oparciu o dane pozyskane podczas testów zmęczeniowych (tabela 7.8). Charakterystykę zaprezentowano w formie wykresu naprężenia maksymalnego dla warstwy armco w funkcji liczby cykli do zniszczenia.



Rysunek 8.15 Charakterystyka naprężeniowa kompozytu ArTiAl(7)

Testy zmęczeniowe z pomiarem pola odkształcenia pozwoliły zarejestrować mechanizm uszkodzenia materiału w dwóch warunkach obciążenia. Przeprowadzono korelację w ograniczonym polu, wewnątrz którego umieszczono wirtualny tensometr, o rozmiarach 6 mm na 10 mm. W jednym przypadku, relatywnie niskiego obciążenia  $F_{max} = 4,56$  kN ( $\sigma_{max} = 333$  MPa), zidentyfikowano pęknięcia pojawiające się w złączu. Dla próbki F14 lokalny wzrost odkształcenia zaobserwowano po około 590 000 cykli, co przekładało się na trwałość względną  $n = 0,82$ . Po kolejnych 15 000 cykli widoczne jest już pęknięcie postępujące z interfejsu pomiędzy armco i tytanem w kierunku powierzchni i osi próbki. W drugim interfejsie, tytan-aluminium, dochodzi do rozgałęzienia i propagacji wzdłuż połączenia. Na zdjęciu ukazującym zerwaną próbkę widać wyraźną delaminację na odcinku kilku milimetrów. Pozostałe warstwy ulegają gwałtownemu zerwaniu z wyraźnym odkształceniem plastycznym. Na rysunku 8.16 zaprezentowano przykładowe zdjęcia ukazujące postępujące uszkodzenie. Na pierwszej klatce

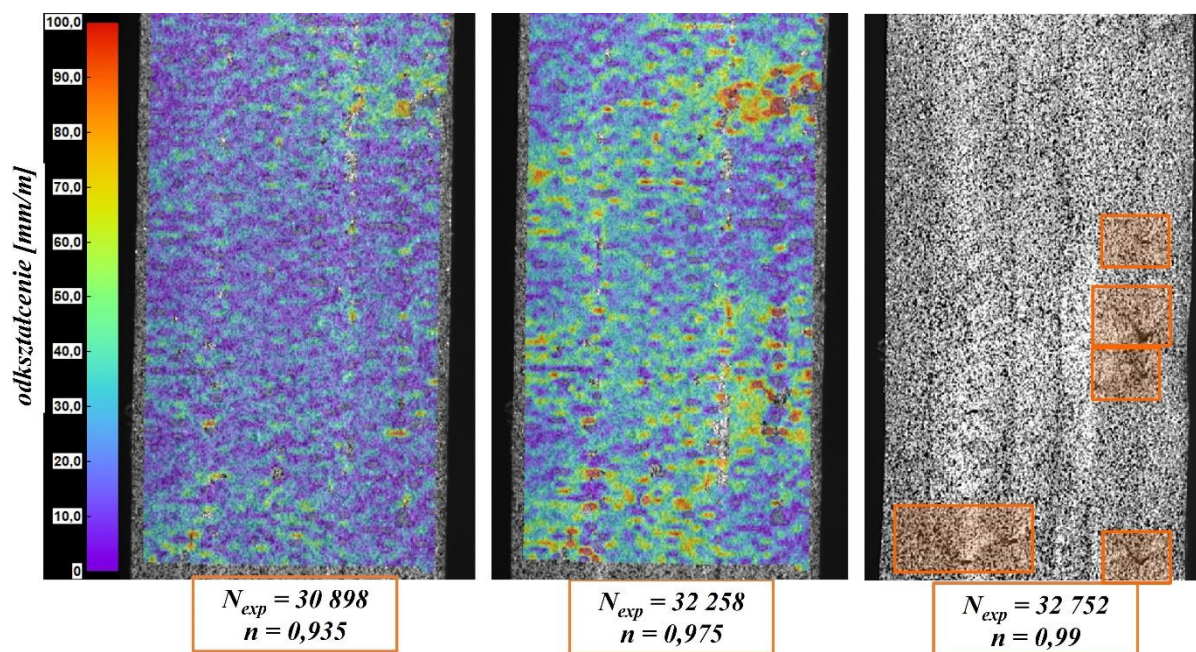
zamieszczono pozycję wirtualnego tensometru. Zaznaczony obszar posłużył do wyliczenia średniego odkształcenia w kierunku działania siły.



Rysunek 8.16 Wyniki DIC pomiaru ewolucji pola odkształcenia w próbce F14 kompozytu ArTiAl(7)

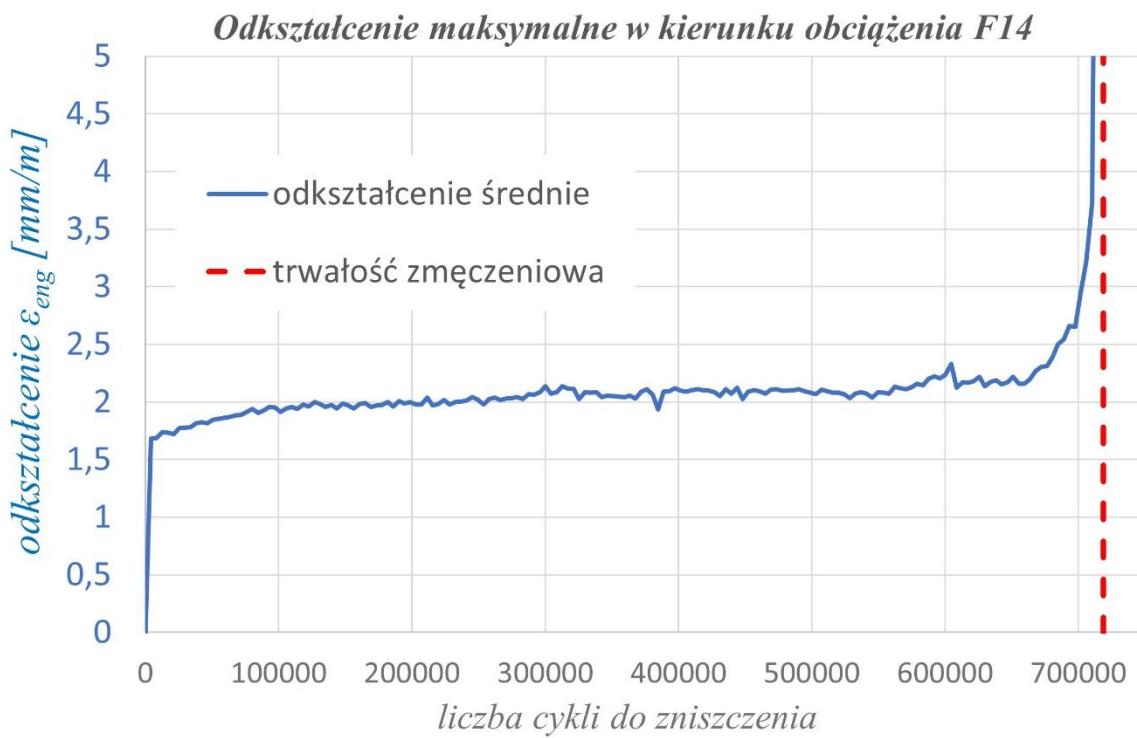
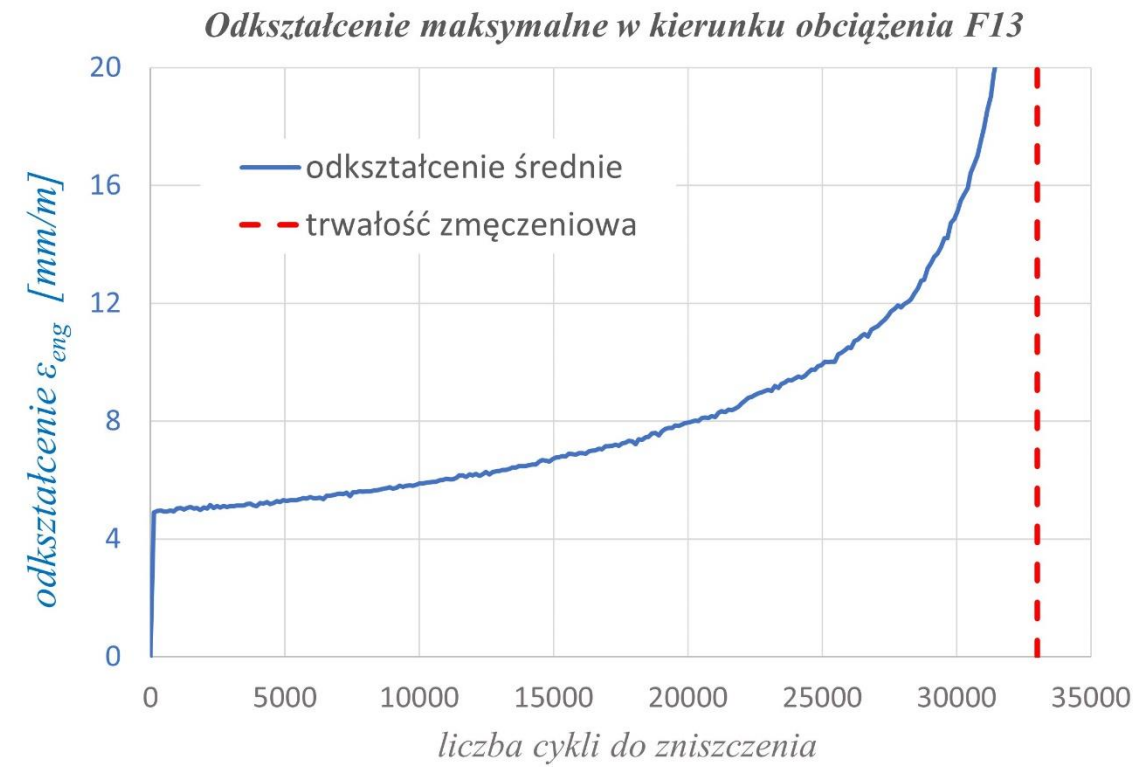
Próbka F13 testowana przy większej wartości obciążenia,  $F_{max} = 6,7$  kN ( $\sigma_{max} = 488$  MPa) nie uległa zniszczeniu w wyniku propagacji pojedynczego pęknięcia. Uszkodzenia rozwijające się w wielu miejscach połączenia pomiędzy materiałami składowymi postępowały jednocześnie, sukcesywnie osłabiając materiał i finalnie doprowadziły do jednoczesnego przerwania ciągłości wszystkich materiałów składowych z wyraźnym wydłużeniem. Na rysunku 8.17 przedstawiono trzy zdjęcia obrazujące kolejne stopnie uszkodzenia. Lokalny wzrost odkształcenia zaobserwowano już około połowy trwałości zmęczeniowej, jednakże

rozproszenie oraz ograniczona rozdzielczość zdjęć nie pozwalała na jednoznaczną identyfikację pęknięć. Po około 30 000 cykli, obszary te stają się wyraźne i po kolejnych 2 000 cykli pęknięcia stają się dobrze widoczne. Przed samym zerwaniem można zaobserwować liczne pęknięcia rozmieszczone w połączeniach pomiędzy warstwami po obu stronach próbki. Jednoznaczne wskazanie pęknięcia głównego możliwe jest dopiero po całkowitej utracie ciągłości.



Rysunek 8.17 Wyniki DIC pomiaru ewolucji pola odkształcenia w próbce F13 kompozytu ArTiAl(7)

Wartości zarejestrowane podczas próby zaprezentowano na rysunku 8.18. Próbką F13, o krótkiej trwałości zmęczeniowej, cechuje się jednostajnym wzrostem odkształcenia w trakcie trwania testu. Z każdym kolejnym cyklem maksymalne odkształcenie osiąga wyższe wartości. Po przekroczeniu około 30 000 cykli tempo przyrostu odkształcenia zwiększa się i uszkodzenia na powierzchni próbki stają się bardzo wyraźne. Próbką F14, o wysokiej trwałości, wykazuje bardzo płaski przebieg maksymalnego odkształcenia w trakcie trwania testu – stabilność cykliczna. Przyrost odkształcenia stabilizuje się w trakcie pierwszych 10% trwałości, następnie oscyluje wokół wartości zerowej i około 90% trwałości zaczyna rosnąć, aż do zerwania próbki. W efekcie dwie krzywe przybierają znacząco różne kształty w zależności od zastosowanego poziomu obciążenia.



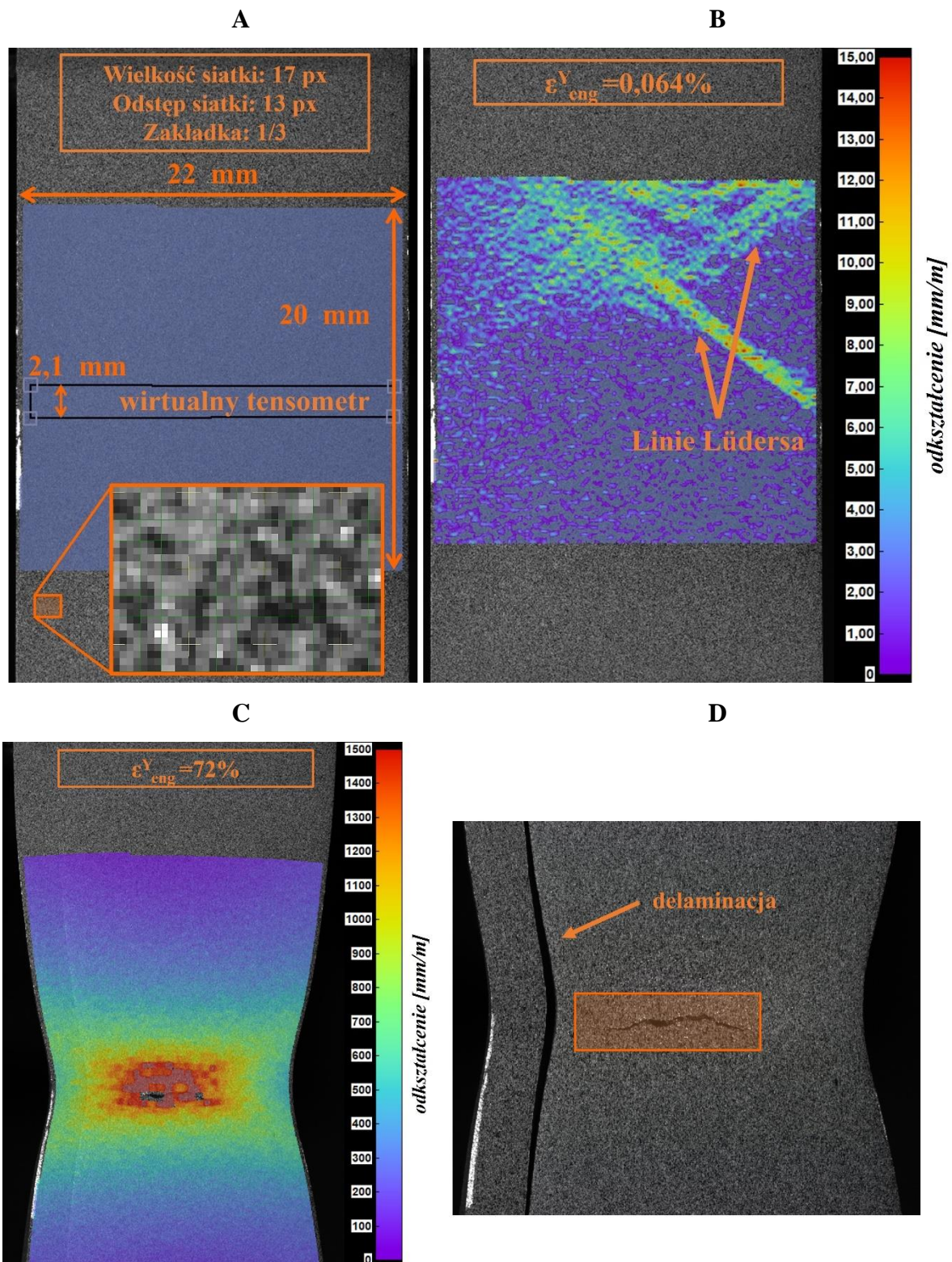
Rysunek 8.18 Rozwój odkształcenia w funkcji liczby cykli do zniszczenia próbek kompozytu ArTial(7)

### 8.2.3 Ti-P265

Badania prowadzone z wykorzystaniem systemu DIC pozwoliły na otrzymanie szczegółowych informacji o ewolucji pola odkształcenia w trakcie trwania testów zmęczeniowych i statycznej próby rozciągania. Testowanie kompozytu Ti-P265 uwzględniło implementację wszystkich procedur badawczych DIC opisanych w rozdziale 6.6.2. Odpowiednie przygotowanie powierzchni próbki pozwoliło na osiągnięcie wysokiej rozdzielczości pomiarowej. Zastosowanie siatki obliczeniowej o długości boku równej 17 pikseli i odstępzie pomiędzy kolejnymi punktami wynoszącym 13 pikseli przełożyło się na około 8 000 punktów w obszarze korelacji zajmującym około 22 mm na 20 mm. Obszar ten był dopasowany do szerokości próbki oraz jej długości pomiarowej.

Ze względu na obecność dużych odkształceń plastycznych podczas próby statycznego rozciągania oraz w trakcie niektórych testów zmęczeniowych prowadzonych przy dużej amplitudzie siły, poza standardową metodą korelacji do zdjęcia bazowego – wykonanego bez obciążenia – korelację prowadzono w oparciu o dodatkowo zdefiniowane, pośrednie zdjęcia referencyjne.

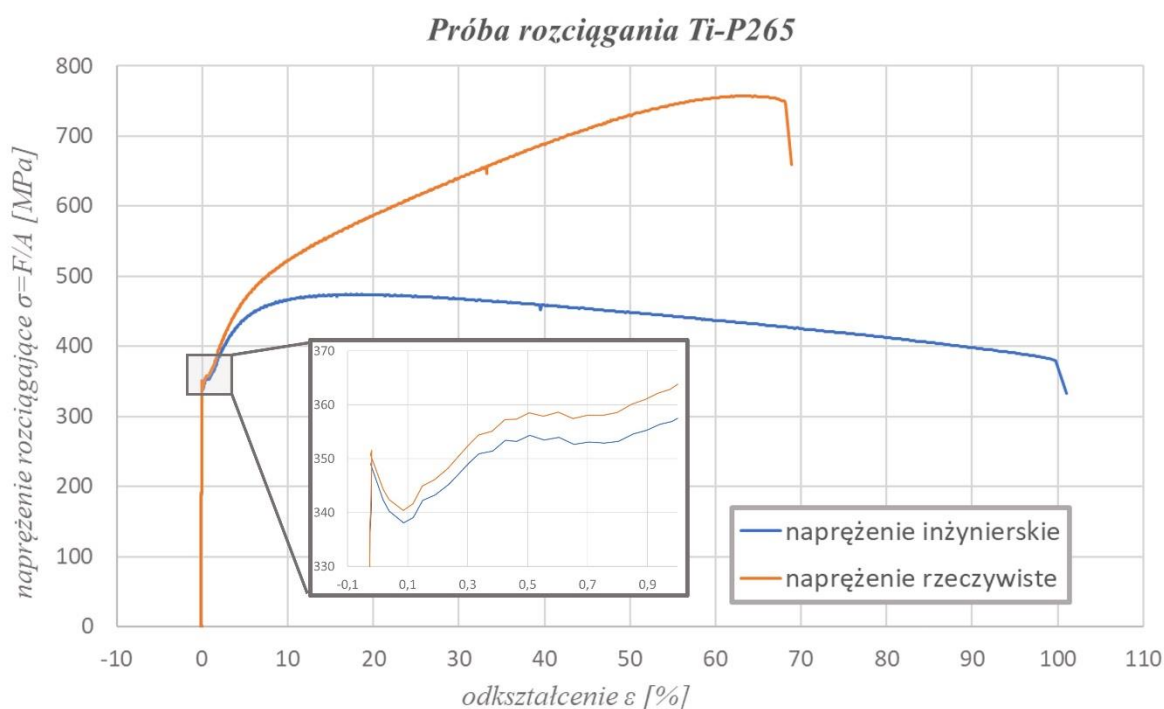
Wyniki z próby statycznego rozciągania zaprezentowano w formie czterech wybranych klatek na rysunku 8.19. Na zdjęciu A zaprezentowano zdjęcie bazowe wykonane bez obciążenia, na którym znajduje się obszar pomiarowy, na którym prowadzono korelację, wirtualna rozeta tensometryczna, z której wyniki posłużyły do dalszej analizy, a także parametry siatki obliczeniowej oraz powiększony fragment prezentujący jakość powierzchni próbki przygotowanej do badania z DIC. Dobrze przygotowana powierzchnia oraz montaż kamery bardzo małej odległości od powierzchni próbki pozwoliły na osiągnięcie wysokiej rozdzielczości pomiarowej. Dzięki niej na zdjęciu B zarejestrowano pasma poślizgu po przekroczeniu granicy plastyczności. Zdjęcie C wykonane zostało w ostatniej fazie testu i ukazuje silną deformację próbki z silnym przewężeniem. Pęknięcie ma swoje źródło w osi próbki – warstwie stali - i postępuje w kierunku powierzchni stali oraz tytanu. Na tym etapie badania materiał uległ delaminacji, co pokazano na zdjęciu D.



Rysunek 8.19 Zdjęcia zarejestrowane podczas statycznej próby rozciągania próbki kompozytu Ti-P265 wraz z wynikami korelacji, parametrami testu, jakością powierzchni oraz mechanizmem uszkodzenia

Cała próba rozciągania została zarejestrowana na 1202 zdjęciach co umożliwiło zaobserwowanie górnej i dolnej granicy plastyczności materiału, a także linii Lüdersa

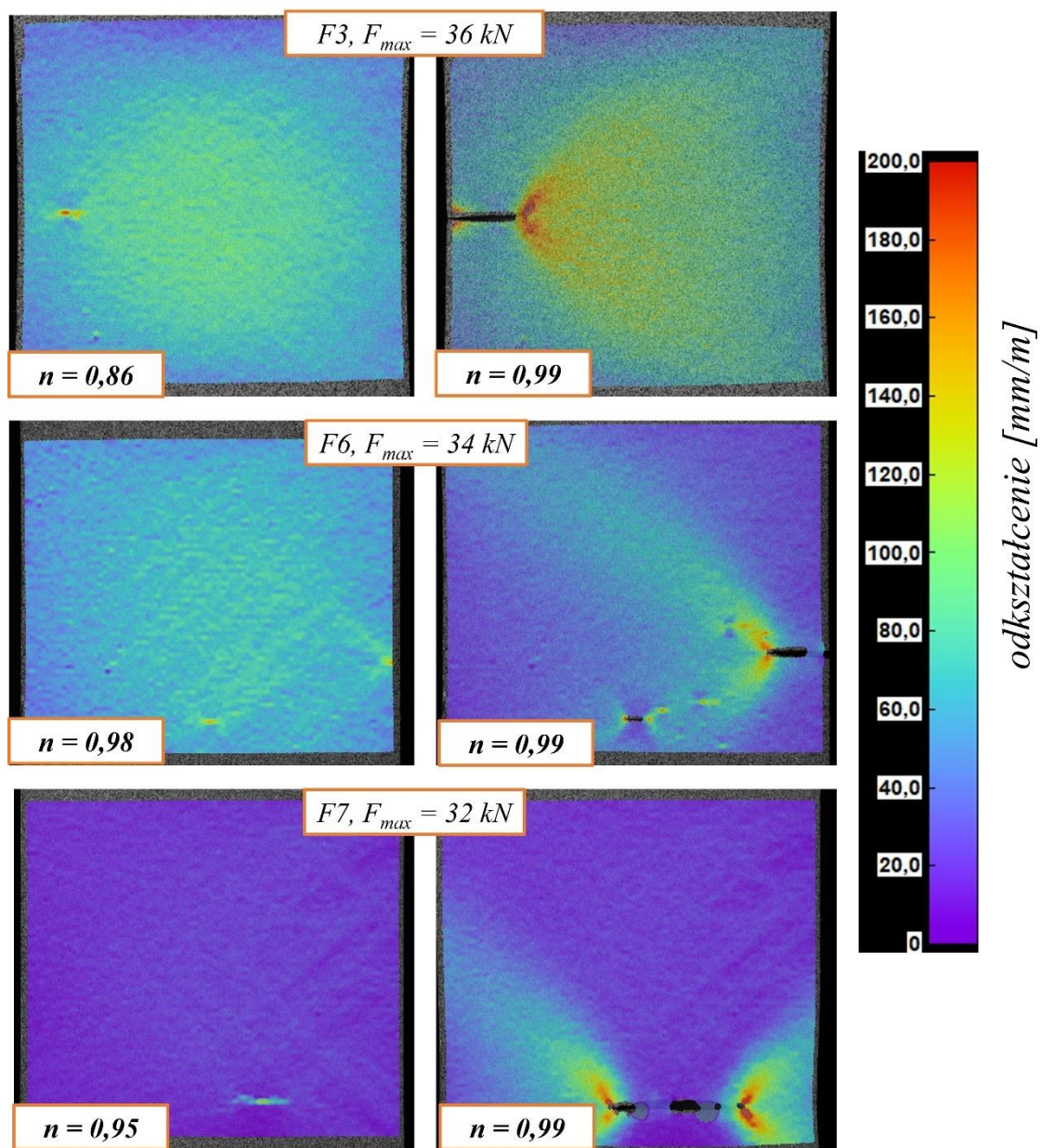
i zerwania w miejscu przecięcia pasm poślizgu. Rejestracja pola odkształcenia umożliwia wyliczenie odkształcenia w dwóch kierunkach: rozciągania Y oraz do niego prostopadłym X. Przyjmując, że odkształcenie w kierunku Z jest równe temu w kierunku X (skrótce obu wymiarów jest proporcjonalne) możliwe jest wyliczenie naprężenia quasi-rzeczywistego, uwzględniającego zmianę pola powierzchni materiału podczas rozciągania. Naprężenie inżynierskie otrzymano przez podzielenie siły zarejestrowanej podczas próby statycznego rozciągania przez pole przekroju pierwotnego próbki. Natomiast naprężenie rzeczywiste uwzględnienia skrócenie wymiarów w kierunkach prostopadłych do kierunku rozciągania, w związku z tym, dla każdego kroku próby przeliczono chwilowe pole powierzchni próbki. Wyliczenie odkształcenia rzeczywistego obrazuje błąd popełniany stosując rachunek inżynierski przy dużych odkształceniach. Otrzymane krzywe rozciągania zaprezentowano na rysunku 8.20.



Rysunek 8.20 Krzywa rozciągania próbki kompozytu Ti-P265

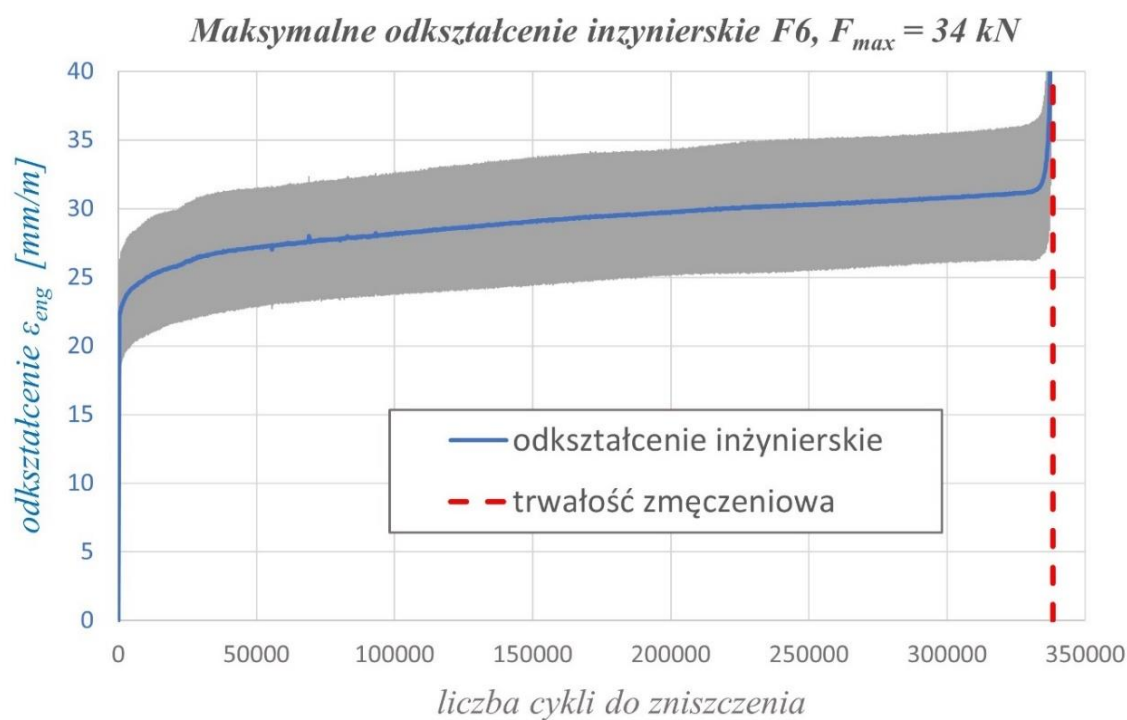
Rejestracja wartości maksymalnej odkształcenia podczas testu pozwoliła na scharakteryzowanie ewolucji odkształcenia w poszczególnych warstwach kompozytu w funkcji trwałości zmęczeniowej. Dodatkowo zgromadzone zdjęcia posłużyły do wykrycia lokalnych spiętrzeń odkształcenia reprezentujących mikropęknięcia. Co więcej, inspekcja zarejestrowanych obrazów pozwoliła zidentyfikować miejsce inicjacji pęknięcia. Pogłębiona

analiza ich rozwoju może posłużyć do opisu ścieżki oraz tempa rozwoju pęknięcia zmęczeniowego. Przykładowe wyniki korelacji ukazujące lokalne spiętrzenia odkształcenia oraz miejsca inicjacji pęknięcia zmęczeniowego zaprezentowano na rysunku 8.21. W trzech przedstawionych próbkach zidentyfikowano trzy lokalizacje, w których zapoczątkowane zostały pęknięcia. W przypadku próbki P3, badanej przy maksymalnej wartości siły  $F_{\max} = 36$  kN, której trwałość zmęczeniowa wyniosła  $N_{\exp} = 106\,137$  cykli, zidentyfikowano lokalny wzrost odkształcenia w interfejsie dla trwałości względnej  $n = 0,86$ . Po kolejnych cyklach zaobserwowano pęknięcie rozwijające się jednocześnie w kierunku powierzchni przez warstwę tytanu oraz w kierunku osi próbki przez warstwę stali. Uszkodzenia próbek testowanych z mniejszą wartością obciążenia formowały się dłużej i ujawniały w późniejszej fazie ich trwałości. Lokalny wzrost wartości odkształcenia sugerujący miejsce powstania defektu zaobserwowano w próbkach F6 i F7 dla trwałości względnej wynoszącej odpowiednio  $n = 0,98$  i  $n = 0,95$ . Próbka F6 obciążona siłą maksymalną  $F_{\max} = 34$  kN uległa zniszczeniu w wyniku propagacji pęknięcia z powierzchni stali. Wzrostowi pęknięcia głównego towarzyszyło powstanie drugiego pęknięcia w osi próbki – lokalizacji poddanej największym odkształceniom podczas obciążenia. Finalnie ścieżka pęknięcia obejmowała oba uszkodzenia. Próbka F7, obciążana z maksymalną wartością siły  $F_{\max} = 32$  kN uległa zniszczeniu po 618 185 cyklach w wyniku propagacji pęknięcia zapoczątkowanego w warstwie stali w odległości około 3 mm od osi. Uszkodzenie zostało ujawnione w ostatnich 5% trwałości zmęczeniowej. Na podstawie uśrednionych wartości odkształcenia inżynierskiego w kierunku rozciągania wyliczonego w polu wirtualnej rozety sporządzono wykresy prezentujące przebieg wartości odkształcenia zarejestrowanej w pikie obciążenia w funkcji liczby cykli do zniszczenia. Na rysunku 8.22 zaprezentowano przykładowe przebiegi dla próbki F6 (A) i F7 (B). W zależności od poziomu obciążenia krzywe różnią się kształtem. Próbka o większej trwałości charakteryzuje się większą stabilnością przebiegu od około 7% do 95% trwałości zmęczeniowej. Natomiast próbka testowana przy wyższym poziomie odkształcenia wykazuje wyraźny jednostajny wzrost wartości odkształcenia w trakcie trwania próby. Wzrost odkształcenia pod koniec trwałości spowodowany propagacją pęknięcia zmęczeniowego jest mniej gwałtowny. Wykresy wykonano w tej samej skali w celu ułatwienia porównania. Szare pole otaczające krzywe jest odchyleniem standardowym zarejestrowanym w polu wirtualnej rozety i jest miarą niepewności pomiaru.

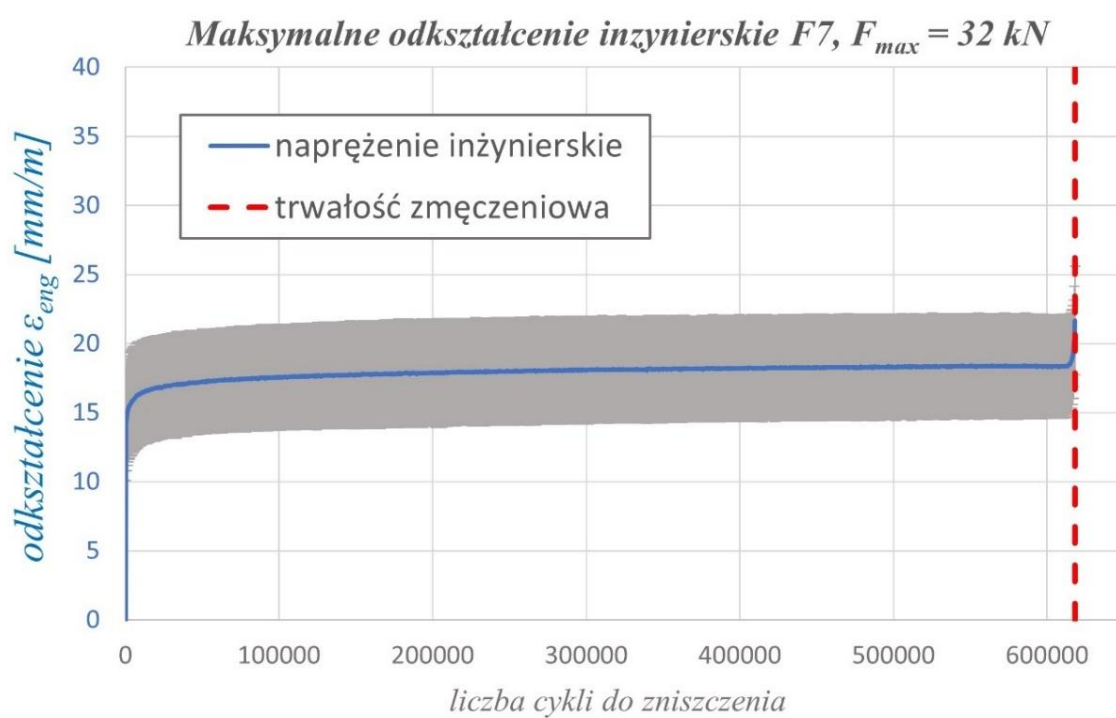


Rysunek 8.21 Mechanizm uszkodzenia w próbkach kompozytu Ti-P265

**A**

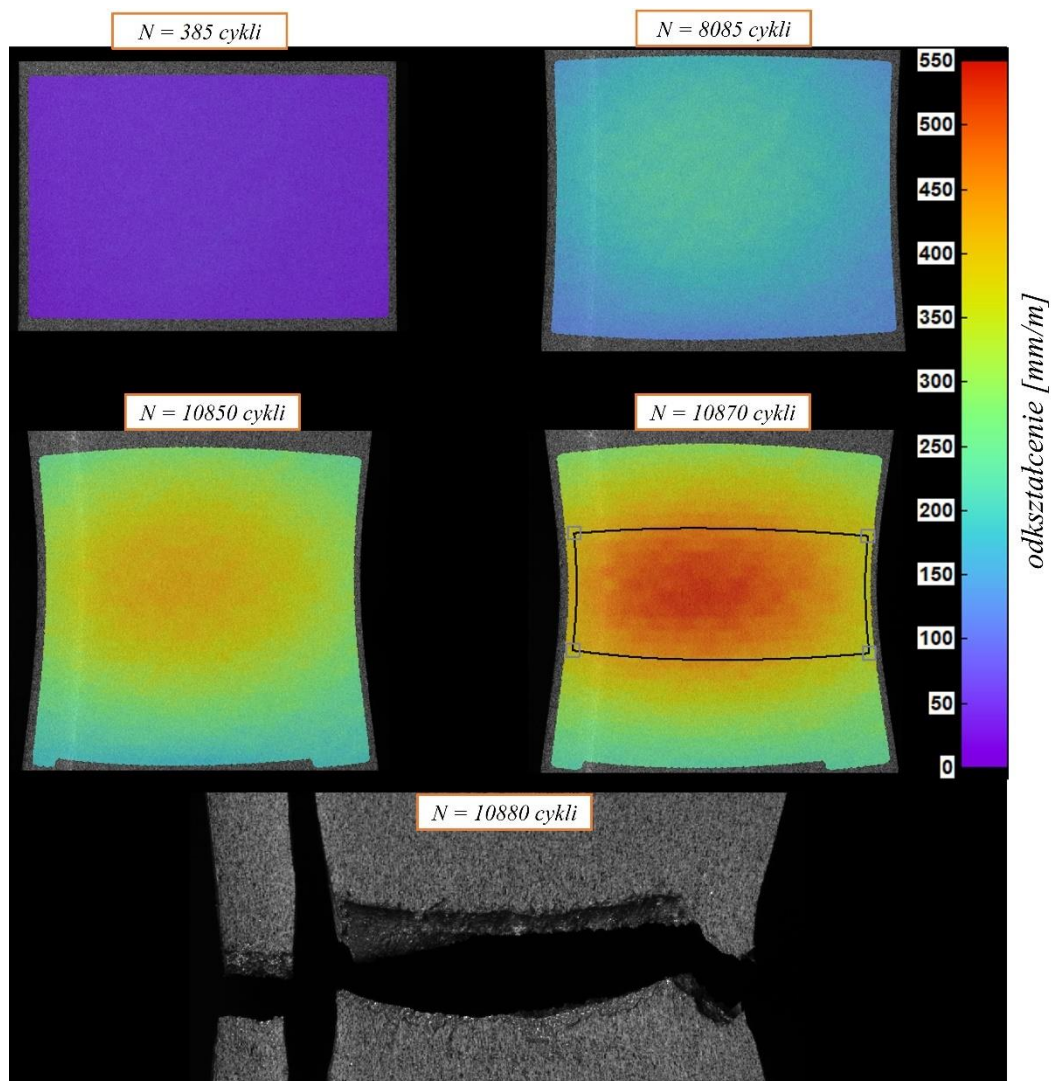


**B**



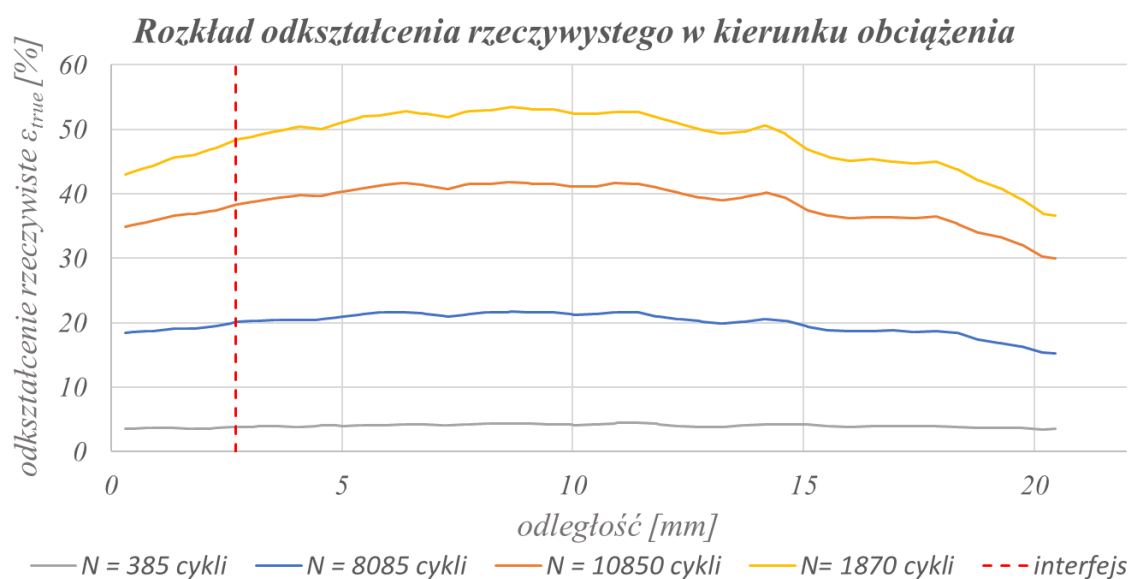
Rysunek 8.22 Przebieg wartości maksymalnej odkształcenia w czasie trwania testu zmęczeniowego. A) próbka  $F_6$ ,  $F_{max} = 34 \text{ kN}$ ,  $N_{exp} = 338\,331$ . B) próbka  $F_7$ ,  $F_{max} = 32 \text{ kN}$ ,  $N_{exp} = 618\,185$

Nagrania pełnych cykli wykonane zostały dla próbki F8, testowanej przy wartości maksymalnej siły  $F_{\max} = 37,5 \text{ kN}$ . Częstotliwość testu wynosiła 1 Hz. Rejestracja odbywała się w dwóch krokach w pierwszym wykonywano jedną serię – 25 zdjęć - co 390 sekund. Po 27 nagranych cyklach zwiększono częstotliwość akwizycji danych i kolejne cykle rejestrowane były co 10 sekund. Próbka uległa zerwaniu po 10 881 cyklach, a finalnie zarejestrowano 45 pełnych cykli. Na rysunku 8.23 zaprezentowano cztery zdjęcia ukazujące postępujące odkształcenie plastyczne podczas cyklicznego obciążania próbki F8. Wyniki korelacji sporządzono dla maksymalnej wartości siły w danym cyklu. Dodatkowo na ostatnim zdjęciu zaprezentowano obszar wirtualnej rozety oraz jej zdeformowany kształt obejmujący miejsce w którym próbka uległa przewężeniu. Największe wartości odkształcenia zarejestrowano w osi próbki. Ponadto, wraz z rosnącą liczbą cykli coraz wyraźniejsza staje się linia połączenia pomiędzy warstwami. Próbka ulega zerwaniu z wyraźnym wydłużeniem, któremu towarzyszy rozwarstwienie, tak jak w przypadku próby statycznego rozciągania. Aby to uwidocznić, wyniki korelacji zostały nałożone na zarejestrowane zdjęcia ze współczynnikiem transparentności wynoszącym 20%. Ostatnie zdjęcie ukazuje przełom bez wyników korelacji.



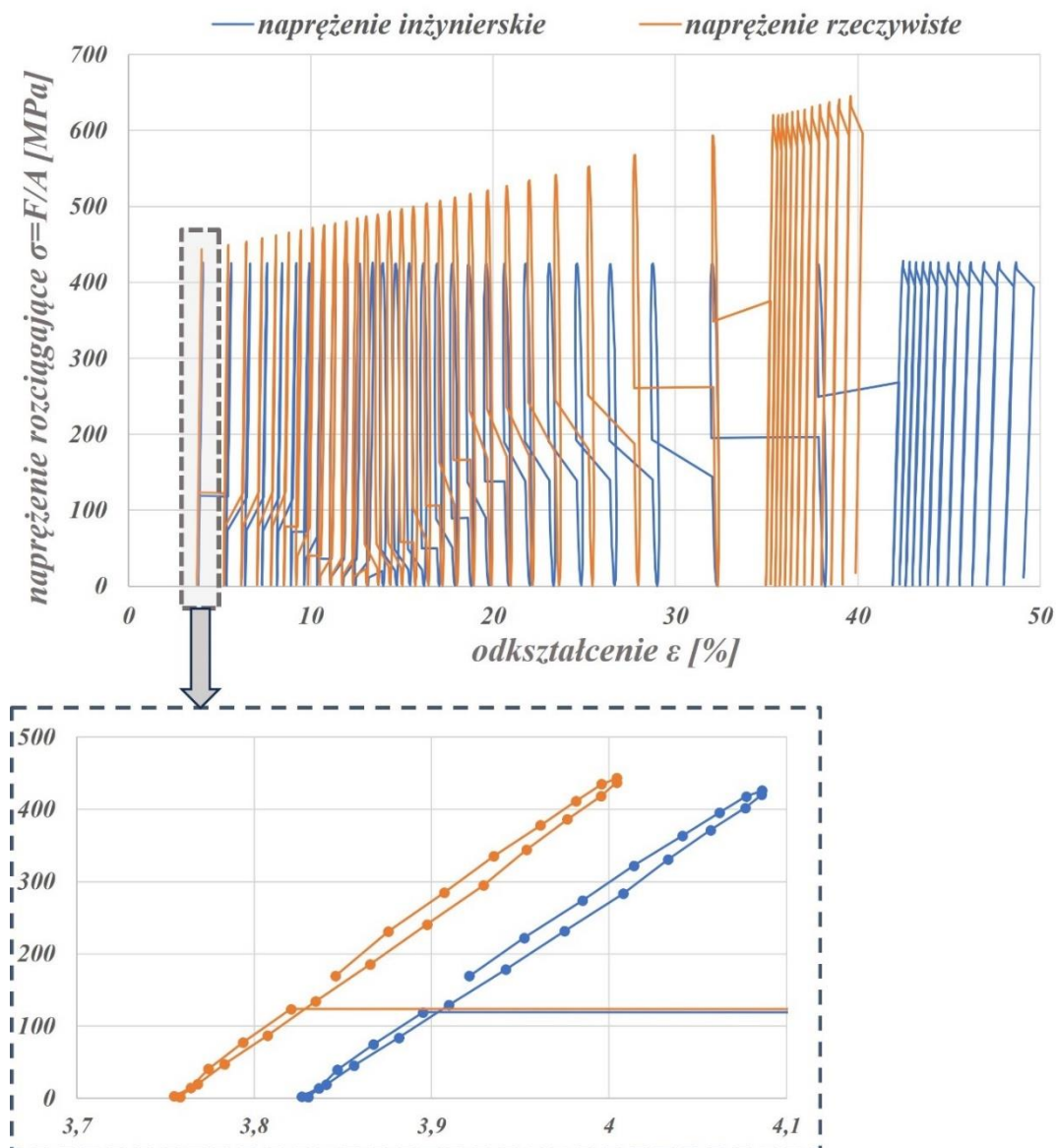
Rysunek 8.23 Wyniki DIC próbki F8 kompozytu Ti-P265 obrazujące ewolucję pola odkształcenia w czasie trwania testu zmęczeniowego. Wartości zostały obliczone dla maksymalnej wartości siły w danym cyklu.

Uśrednione wartości odkształcenia inżynierskiego w kierunku działa obciążenia z pola wirtualnej rozety zaprezentowano na rysunku 8.24 w formie rozkładu w funkcji szerokości próbki. Oprócz linii odkształcenia wykresie zaznaczono także interfejs próbki. Linie odzwierciedlają wyniki zaprezentowane na rysunku 8.23. W pierwszych cyklach rozkład odkształcenia jest jednorodny, następnie około 70% trwałości zmęczeniowej różnica pomiędzy wartością w osi, a przy krawędzi powiększa się. Z każdym kolejnym cyklem staje się coraz bardziej wyraźna. Stosunek maksymalnej (w osi próbki) do minimalnej (przy krawędzi warstwy stali) wartości odkształcenia w rozkładzie dla cyklu  $N = 1870$  wynosi 147%.



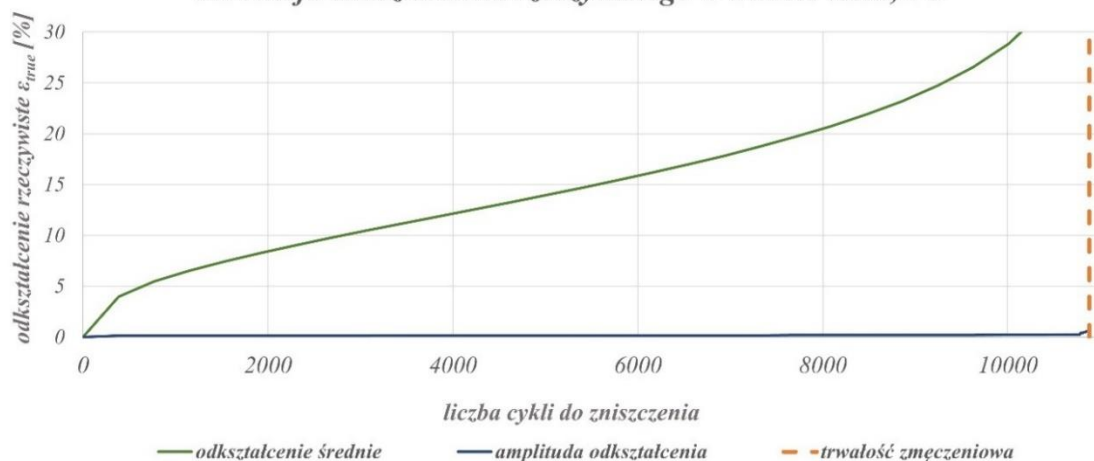
Rysunek 8.24 Rozkład odkształcenia w funkcji szerokości próbki

Ewolucja pola odkształcenia została przedstawiona na rysunku 8.25 w formie pętli histerezy. Wyliczono inżynierskie oraz rzeczywiste odkształcenia z obszaru wirtualnej rozety, a następnie przeliczone zostały naprężenia: rzeczywiste -  $\sigma_{\text{eng}} = F/A_0$  oraz inżynierskie -  $\sigma_{\text{true}} = F/A_{\text{true}}$ , w sposób analogiczny do zaprezentowanego przy omawianiu statycznej próby rozciągania. Tym samym, otrzymano pętle oparte na wartościach rzeczywistych uwzględniających zmianę przekroju poprzecznego w trakcie trwania testu, co w analizowanym przypadku było istotne, ponieważ zastosowano wysoki poziom obciążenia. Pętle histerezy przesuwają się w kierunku wartości średniej odkształcenia. W czasie próby rośnie wartość naprężenia co świadczy o cyklicznym osłabieniu materiału. Różnica pomiędzy rzeczywistą i inżynierską pętlą histerezy w pierwszym zarejestrowanym cyklu została przedstawiona na rysunku 8.25. Wyliczono, także wartość średnią oraz amplitudę odkształcenia rzeczywistego i na ich podstawie sporządzono wykres zależności obu wartości od liczby cykli do zniszczenia, który pokazano na rysunku 8.26. Wartość amplitudy odkształcenia nie ulega zmianie w czasie, natomiast wartość średnia rośnie z każdym cyklem. Deformacja plastyczna ulega postępującej kumulacji w kierunku naprężenia średniego i wskazuje na cykliczne pełzanie (*ang. ratcheting*) jako dominujący mechanizm uszkodzenia materiału. Mając na uwadze, że rejestrację odkształcenia zrealizowano dla wysokiego poziomu obciążenia, skutkującemu trwałością rzędu  $10^4$  należy mieć na uwadze, że intensywność tego zjawiska jest ściśle związana z obecnością odkształceń plastycznych i jego intensywność maleje wraz ze spadkiem obciążenia. W związku z tym przy wyższych trwałościach, zjawisko może być mniej wyraźne.



Rysunek 8.25 Pętle histerezy na podstawie danych z DIC próbki F8 kompozytu Ti-P265

### Ewolucja odkształcenia rzeczywistego w trakcie testu, F8



Rysunek 8.26 Wartość średnia i amplituda odkształcenia w funkcji liczby cykli do zniszczenia

## 9. Wnioski i podsumowanie

---

Złącze powstające w wyniku zgrzewania wybuchowego ma skomplikowaną geometrię wykazującą lokalny charakter. Dodatkowo może zawierać defekty w postaci przetopień, mikropęknięć lub innych czynników koncentrujących naprężenia wynikających ze specyfiki tej technologii. Materiały kompozytowe zostały poddane testom zmęczeniowym w stanie cyklicznego rozciągania lub rozciągania ze ściskaniem. Do obserwacji ewolucji pola odkształcenia wykorzystano bezdotykowy system wizyjny i metodę cyfrowej korelacji obrazu. W celu analizy wpływu parametrów charakteryzujących złącze na trwałość zmęczeniową wykorzystano proces gaussowski. Wnioski płynące z niniejszej pracy można przedstawić w następujących punktach:

- I. Falowany interfejs może być miejscem inicjacji pęknięcia zmęczeniowego. Wysokość fali będąca wielkością charakteryzującą złącze, znacząco wpływa na trwałość zmęczeniową przebadanych kompozytów dwu i trójwarstwowych. Analiza wpływu tego parametru na trwałość wykonana z wykorzystaniem procesu gaussowskiego wykazała, że wzrost wysokości fali powoduje spadek trwałości zmęczeniowej kompozytu – wzrost wysokości fali  $\Delta H$  o 100  $\mu\text{m}$  powoduje spadek trwałości zmęczeniowej o 36%.
- II. Nie wykazano znaczących różnic pomiędzy trwałością zmęczeniową trójwarstwowych kompozytów z wierzchnią warstwą tantal. Pomimo różnicy w zastosowanym gatunku stali oraz grubości międzywarstwy technologicznej, na podstawie charakterystyki naprężeniowej oba materiały mogą zostać zaliczone do jednej populacji. Na podstawie porównania wyników kompozytów do wartości uzyskanych podczas testów na próbkach z jednorodnej płyty tantalowej stwierdzono, że zastosowanie technologii zgrzewania wybuchowego jest efektywnym sposobem wytworzenia wysokowytrzymałego kompozytu z warstwą reaktywną. Oszacowano dwukrotny wzrost wytrzymałości zmęczeniowej kompozytu względem materiału rodzimego. Badania cyklicznego rozciągania próbek w temperaturze otoczenia wykazały, że dominującym mechanizmem uszkodzenia jest cykliczne pełzanie powodujące powstawanie mikropęknięć w warstwie tantal (małe odkształcenia plastyczne, przesunięcie pętli histerezy w kierunku działania naprężenia średniego). Zauważono wpływ częstotliwości prowadzenia testów na osiągi materiału, jednakże ze względu na inny cel pracy oraz ograniczoną ilość materiału, dalsze rozwinięcie badań jest niezbędne do wyjaśnienia tego zagadnienia.

- III. Analiza miejsc inicjacji pęknięcia wykazała, że w przypadku obecności więcej niż jednego połączenia w materiale jeden z interfejsów może przyjmować dominujący wpływ na trwałość kompozytu. W grupie materiałów testowanych z zerową wartością średnią naprężenia zaobserwowano, że istotność interfejsu zależy od różnicy właściwości mechanicznych pomiędzy sąsiadującymi warstwami, defektami w postaci przetopień oraz geometrii połączenia. Interfejs pomiędzy warstwą nakładaną oraz międzywarstwą technologiczną w żadnym z analizowanych materiałów nie był źródłem inicjacji pęknięcia zmęczeniowego.
- IV. Zastosowana metoda uczenia maszynowego (proces gaussowski) w analizie danych zmęczeniowych może posłużyć do wykrycia korelacji parametrów charakteryzujących materiał z trwałością zmęczeniową nawet na podstawie ograniczonej liczby punktów pomiarowych. Przewagą modelu opartego na procesie gaussowskim do opisywania zjawiska jest brak narzucanego trendu relacji pomiędzy parametrami oraz możliwość oszacowania pasm niepewności.
- V. Nowoczesne systemy wizyjne do bezdotykowego pomiaru odkształcenia pozwalają na otrzymanie wysokiej jakości danych i dogłębne poznanie zjawiska zmęczenia. W przypadku materiałów o skomplikowanej budowie, do których bez wątpienia należą kompozyty wytwarzane metodą wybuchową, system wizyjny daje nieporównywalną przewagę nad konwencjonalnymi metodami pomiarowymi. Jako najważniejsze zalety można zaliczyć zdolność ujawnienia niejednorodności odkształcenia w poszczególnych warstwach materiału oraz miejsc lokalnej koncentracji odkształcenia, wykrywanie miejsca inicjacji pęknięcia zmęczeniowego, możliwość monitorowania prędkości i ścieżki propagacji pęknięcia, a także wyliczanie rzeczywistego naprężenia w oparciu o pomiar odkształcenia w wielu kierunkach.
- VI. Wykazano, że defekty w postaci lokalnych stref przetopień z mikropęknięciami mogą być inicjatorami pęknięć zmęczeniowych w płytach wielowarstwowych. Jednakże, ich obecność nie jest jednoznaczna z osłabieniem trwałości zmęczeniowej kompozytu. Nierzadko, ich propagacja ulega zatrzymaniu lub rozrost przebiega wolniej niż innych pęknięć i w efekcie nie doprowadza do przerwania ciągłości materiału. Analiza w oparciu o proces gaussowski wykazała, że wysokość fali powierzchni spojenia jest efektywną miarą oceny wpływu niejednorodności złącza na trwałość zmęczeniową płyt wielowarstwowych. Liniowa zależność między wielkościami może zostać użyta w sposób ilościowy do opisu tego zjawiska.

- VII. Szeroki zakres przeprowadzonych badań skłania do zastanowienia nad kierunkiem prowadzenia dalszych badań w celu rozwoju wiedzy na temat wielowarstwowych materiałów otrzymywanych metodą wybuchową.
- a. Z punktu widzenia innowacji w pomiarach *in situ* podczas badań zmęczeniowych i gromadzenia wysokiej jakości danych istotnym jest rozszerzenie zastosowania cyfrowej korelacji obrazu w badaniach zmęczeniowych. Rozumie się przez to również implementację systemu DIC w pomiarach w skali mikro. Wykorzystanie analizy ewolucji odkształcenia na podstawie rejestracji pełnych cykli może posłużyć do badania cyklicznego umocnienia kompozytów.
  - b. W celu pełniejszej oceny wpływu strefy spojenia na trwałość należy dokonać pomiaru rozkładu naprężeń własnych w strefie spojenia.
  - c. Rozszerzenie eksperymentalnej weryfikacji wpływu obróbki cieplnej kompozytów na trwałość zmęczeniową.
  - d. Ze względu na specyficzny obszar zastosowania materiałów platerowanych istotnym zagadnieniem jest ocena wytrzymałości zmęczeniowej kompozytów w wysokich temperaturach pracy.

## Streszczenie

---

Zgrzewanie wybuchowe, w zależności od zastosowanych parametrów procesu oraz właściwości łączonych materiałów, może prowadzić do powstawania lokalnych zmian w strukturze strefy połączenia oraz formowania defektów w postaci mikropęknięć, przetopień i kruchych faz międzymetalicznych. Tym samym, za cel pracy obrano poznanie wpływu strefy spojenia wielowarstwowych płyt wytworzonych metodą zgrzewania wybuchowego na trwałość zmęczeniową.

Podstawą analizy był szereg badań zmęczeniowych prowadzonych w stanie cyklicznego rozciągania lub rozciągania ze ściskaniem. Ponadto, przeprowadzono identyfikację miejsc inicjacji pęknięć zmęczeniowych z wykorzystaniem mikroskopii optycznej w trakcie testów interwałowych, a także przy użyciu bezdotykowego systemu optycznego. Dzięki zastosowaniu cyfrowej korelacji obrazu wykazano niejednorodność rozkładu odkształcenia w poszczególnych warstwach kompozytu podczas badań. Co więcej, analiza ewolucji pola odkształcenia pozwoliła na identyfikację mechanizmu uszkodzenia kompozytów oraz prowadzenie pomiaru doksztalcenia w wielu kierunkach. W rezultacie stworzono pętle histerezy na podstawie rzeczywistych wartości naprężenia. Badania metalograficzne pozwoliły na sporządzenie charakterystyki geometrii spojenia, a umocnienie odkształceniowe opisano na podstawie rozkładów mikrotwardości w bezpośrednim sąsiedztwie złącz.

Wysokość powierzchni fali połączenia oraz amplituda odkształcenia zostały wytypowane jako główne czynniki kształtujące trwałość zmęczeniową kompozytów z wierzchnią warstwą materiału reaktywnego. Do ujawnienia charakteru związku zachodzącymi pomiędzy tymi wielkościami wykorzystano proces gaussowski. Analiza wykresów częściowej zależności wykazała liniowy wpływ wysokości fali połączenia na trwałość zmęczeniową. Jej wzrost o 100  $\mu\text{m}$  skutkuje spadkiem trwałości o 36%. Skonkludowano, iż zastosowanie płyty bazowej ze stali o wyższej wytrzymałości nie zwiększa wytrzymałości zmęczeniowej kompozytu. Wyniki trwałości osiągnięte przez kompozyty porównano z wymaganiami stawianymi przez *American Society of Mechanical Engineers*.

## Abstract

---

Depending on the process parameters and mechanical properties of the joint materials, explosive welding can cause localized changes in the structure of the joint and induce defects such as microcracks, melted pools or hard intermetallic phases in the close vicinity of the interface. Therefore, the aim of the thesis was to investigate the influence of the bonding zone of layerwise heterostructured metal composites manufactured in the process of explosive welding on the fatigue life.

Extensive fatigue testing under cyclic tension or tension and compression was conducted as an experimental basis for the analysis. Moreover, optical microscopy for interval testing and *in situ* monitoring via visual system were employed for the identification of crack initiation sites. Digital image correlation implementation allowed to reveal heterogeneous strain distribution in particular layers of the composites. Based on full-field strain evolution analysis multidirectional strain measurements were made and damage mechanisms were identified. As a result, it was possible to depict hysteresis loops as a true stress – strain relationship. Metallographic testing provided data to characterize geometry of the interfacial wave. Strain hardening was determined by microhardness distribution at the vicinity of the interface.

Interfacial wave height and strain amplitude were chosen as a main factors influencing fatigue life of steel-based composites with refractory outer layer. Gaussian process was applied to depict relation between the given parameters. The analysis of partial dependency has shown a linear relationship between wave height and fatigue life. It was estimated that the increase of 100  $\mu\text{m}$  results in reduction of fatigue life by 36%. Results of fatigue life were also compared with the design curve being a requirement for fatigue performance stated by American Society of Mechanical Engineers (ASME). It was concluded that the use of high strength steel as base material does not necessarily improve fatigue performance of the composite.

## Literatura

---

- [1] Wang H, Wang Y. High-velocity impact welding process: A review. *Metals* (Basel) 2019. <https://doi.org/10.3390/met9020144>.
- [2] Liu L, Ren D, Liu F. A review of dissimilar welding techniques for magnesium alloys to aluminum alloys. *Materials* (Basel) 2014;7:3735–57. <https://doi.org/10.3390/ma7053735>.
- [3] Saranarayanan, AK. Lakshminarayanan BV. A combined full-field imaging and metallography approach to assess the local properties of gas tungsten arc welded copper–stainless steel joints. *Arch Civ Mech Eng* 2019;19:251–267.
- [4] Oberndorfer M, Thayer K, Kästenbauer M. Application limits of stainless steels in the petroleum industry. *Mater Corros* 2004;55:174–80.
- [5] Banker JG. Explosion Cladding: An Enabling Technology for Zirconium in the Chemical Process Industry. *Zircon Nucl Ind 16th Int Symp* 2012:3–16. <https://doi.org/10.1520/stp49351s>.
- [6] Samardžić I, Kožuh Z, Mateša B. Structural analysis of three-metal explosion joint: Zirconium-titanium- steel. *Metalurgija* 2010;49:119–22.
- [7] Kalavathi V, Bhuyan RK. A detailed study on zirconium and its applications in manufacturing process with combinations of other metals, oxides and alloys - A review. *Mater Today Proc* 2019;19:781–6. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.08.130>.
- [8] Northwood DO. The development and applications of zirconium alloys. *Mater Des* 1985;6:58–70. [https://doi.org/10.1016/0261-3069\(85\)90165-7](https://doi.org/10.1016/0261-3069(85)90165-7).
- [9] Igolkin AI. Use of zirconium for mechanization of chemical processes. *Chem Pet Eng* 1999;35:111–7. <https://doi.org/10.1007/BF02363032>.
- [10] Schutz RW, Watkins HB. Recent developments in titanium alloy application in the energy industry. *Mater Sci Eng A* 1998;243:305–15. [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(97\)00819-8](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(97)00819-8).
- [11] Boyer RR. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. *Mater Sci Eng A* 1996;213:103–14. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(96\)10233-1](https://doi.org/10.1016/0921-5093(96)10233-1).
- [12] Grauman JS, Say T. Titanium for hydrometallurgical extraction equipment. *AM&P Tech Artic* 2000;157:25–9.
- [13] Banker JG. Explosion Cladding: An Enabling Technology for Zirconium in the Chemical Process Industry. *ASTM*; 2010.
- [14] Xie MX, Zhang LJ, Zhang GF, Zhang JX, Bi ZY, Li PC. Microstructure and mechanical properties of CP-Ti/X65 bimetallic sheets fabricated by explosive welding and hot rolling. *Mater Des* 2015;87:181–97. <https://doi.org/https://10.1016/j.matdes.2015.08.021>.
- [15] Towler G, Sinnott R. Chapter 14 - Design of pressure vessels. In: Towler G, Sinnott RBT-CED (Third E, editors., Butterworth-Heinemann; 2022, p. 441–95. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-12-821179-3.00014-5>.
- [16] Pelliccione AS, SantAnna R, Siqueira MHS, Ribeiro AF, Ramos JE, Silva OP, et al. Failure analysis of a titanium plate heat exchanger – Mechanical fatigue. *Eng Fail Anal* 2019;105:1172–88. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.07.059>.
- [17] Martins GSM, da Silva RPPD, Beckedorff L, Monteiro AS, de Paiva K V., Oliveira JLG. Fatigue performance evaluation of plate and shell heat exchangers. *Int J Press Vessel Pip* 2020;188:104237. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2020.104237>.
- [18] Xu J, Yang M, Chen D, Ma H, Shen Z, Zhang B, et al. Providing a new perspective for obtaining high-quality metal coatings: fabrication and properties studies of TA2 foil on Q235 steel by explosive welding. *Arch Civ Mech Eng* 2021;21:118.

- <https://doi.org/10.1007/s43452-021-00271-x>.
- [19] Philipchuk V. Explosive welding. US3024526A, 1962.
  - [20] Cowan, George R. Douglass, John J. Holtzman AH. Explosive bonding. US3137937A, 1964.
  - [21] Walczak W. Zgrzewanie wybuchowe metali. Warsaw: WNT; 1989.
  - [22] Blazynski TZ. Explosive welding, forming and compaction. 2012. <https://doi.org/10.1007/978-94-011-9751-9>.
  - [23] Abrahamson GR. Permanent Periodic Surface Deformations Due to a Traveling Jet. J Appl Mech 1961;28:519–28. <https://doi.org/10.1115/1.3641777>.
  - [24] Bahrani AS, Black TJ, Crossland B. The mechanics of wave formation in explosive welding. Math Phys Sci 1967;296:123–36.
  - [25] Bataev IA, Tanaka S, Zhou Q, Lazurenko D V., Junior AMJ, Bataev AA, et al. Towards better understanding of explosive welding by combination of numerical simulation and experimental study. Mater Des 2019;169:107649. <https://doi.org/https://10.1016/j.matdes.2019.107649>.
  - [26] Hunt JN. Wave formation in explosive welding. Philos Mag A J Theor Exp Appl Phys 1968;17:669–80. <https://doi.org/10.1080/14786436808223020>.
  - [27] Robinson JL. The mechanics of wave formation in impact welding. Philos Mag A J Theor Exp Appl Phys 1975;31:587–97. <https://doi.org/10.1080/14786437508226540>.
  - [28] Cowan GR, Bergmann OR, Holtzman AH. Mechanism of bond zone wave formation in explosion-clad metals. Metall Trans 1971;2:3145–55. <https://doi.org/10.1007/BF02814967>.
  - [29] Hay DR. Explosive Welding: Applications and Techniques. High-Pressure Sci Technol 1979;1813–36. [https://doi.org/10.1007/978-1-4684-7470-1\\_222](https://doi.org/10.1007/978-1-4684-7470-1_222).
  - [30] Nassiri A, Kinsey B, Chini G. Shear instability of plastically-deforming metals in high-velocity impact welding. J Mech Phys Solids 2016;95:351–73. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmps.2016.06.002>.
  - [31] ASTM B898 – 19 Standard Specification for Reactive and Refractory Metal Clad Plate. 2019.
  - [32] American Bureau of Shipping. Rule requirements for materials and welding Part 2. 2003.
  - [33] Böhm M, Kowalski M. Fatigue life estimation of explosive clad transition joints with the use of the spectral method for the case of a random sea state. Mar Struct 2020;71. <https://doi.org/10.1016/j.marstruc.2020.102739>.
  - [34] Becker N, Gauthier D, Vidal EE. Fatigue properties of steel to aluminum transition joints produced by explosion welding. Int J Fatigue 2020;139:105736. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105736>.
  - [35] Karolczuk A, Kowalski M, Bański R, Żok F. Fatigue phenomena in explosively welded steel–titanium clad components subjected to push–pull loading. Int J Fatigue 2013;48:101–8. <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.10.007>.
  - [36] Szachogluchowicz I, Sniezek L, Hutsaylyuk V. Low Cycle Fatigue Properties Laminate AA2519-Ti6Al4V. Procedia Eng 2015;114:26–33. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.08.022>.
  - [37] Szachogluchowicz I, Sniezek L, Hutsaylyuk V. Low cycle fatigue properties of AA2519–Ti6Al4V laminate bonded by explosion welding. Eng Fail Anal 2016;69:77–87. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2016.01.001>.
  - [38] Sniezek L, Szachogluchowicz I, Wachowski M, Torzewski J, Mierzynski J. High cycle fatigue properties of explosively welded laminate AA2519/AA1050/Ti6Al4V. Procedia Struct Integr 2017;5:422–9. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.07.191>.
  - [39] Zhou B, Zhou C, Yu X, Chang L, Li J, Miao X, et al. Investigation on the fatigue crack behavior of Zr702/TA2/Q345R composite plate with a crack normal to interface. Fatigue

- Fract Eng Mater Struct 2020;43:20–35. <https://doi.org/10.1111/ffe.13024>.
- [40] Zhou B, Zhou C, Chang L, Yu X, Ye C, Zhang B. Investigation on fatigue crack growth behavior of Zr702/TA2/Q345R explosive welding composite plate with a through-wall crack. *Compos Struct* 2020;236:111845. <https://doi.org/https://10.1016/j.compstruct.2019.111845>.
  - [41] Sugimura Y, Grondin L, Suresh S. Fatigue crack growth at arbitrary angles to bimaterial interfaces. *Scr Metall Mater* 1995;33:2007–12. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(95\)00442-X](https://doi.org/10.1016/0956-716X(95)00442-X).
  - [42] Jiang F, Deng ZL, Zhao K, Sun J. Fatigue crack propagation normal to a plasticity mismatched bimaterial interface. *Mater Sci Eng A* 2003;356:258–66. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00142-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00142-4).
  - [43] Ostroushko D, Mazancova E. Chosen properties of sandwich CrNi steel-ti material after explosive cladding, 2010.
  - [44] Prazmowski M, Paul H, Rozumek D, Marcisz E. Influence of the microstructure near the interface on the fatigue life of explosively welded (carbon steel)/Zr clads. *Key Eng Mater* 2014;592–593:704–7. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.592-593.704>.
  - [45] Rozumek D, Marciniak Z. Fatigue Tests of Bimetal Zirconium-steel Made by Explosive Welding. *Procedia Eng* 2016;160:137–42. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.08.873>.
  - [46] Kurek A, Wachowski M, Niesłony A, Płociński T, Kurzydłowski KJ. Fatigue tests and metallographic of explosively clad steel-titanium bimetal. *Arch Metall Mater* 2014;59:1566–70. <https://doi.org/10.2478/amm-2014-0265>.
  - [47] Kurek A. Effect of heat treatment on the fatigue life of steel-titanium bimetal. *E3S Web Conf* 2017;19:1–4. <https://doi.org/10.1051/e3sconf/20171903015>.
  - [48] Wachowski M, Gloc M, Ślęzak T, Płociński T, Kurzydłowski KJ. The Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Properties of Explosively Welded Titanium-Steel Plates. *J Mater Eng Perform* 2017. <https://doi.org/10.1007/s11665-017-2520-2>.
  - [49] Kwiatkowski G, Rozumek D. Fatigue life of materials clad with the method of explosive welding. *Bull Mil Univ Technol* 2018;67:109–18. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0012.0965>.
  - [50] Wachowski M, Śnieżek L, Szachogłuchowicz I, Kosturek R, Płociński T. Microstructure and fatigue life of Cp-Ti/316L bimetallic joints obtained by means of explosive welding. *Bull Polish Acad Sci Tech Sci* 2018;66:925–33. <https://doi.org/10.24425/bpas.2018.125940>.
  - [51] Corigliano P, Crupi V, Guglielmino E, Mariano Sili A. Full-field analysis of AL/FE explosive welded joints for shipbuilding applications. *Mar Struct* 2018;57:207–18. <https://doi.org/10.1016/j.marstruc.2017.10.004>.
  - [52] Corigliano P, Crupi V, Guglielmino E. Non linear finite element simulation of explosive welded joints of dissimilar metals for shipbuilding applications. *Ocean Eng* 2018;160:346–53. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2018.04.070>.
  - [53] Karolczuk A, Carpinteri A, Robak G, Derda S, Prazmowski M. Fatigue failure analysis of three - layer Zr – Ti / Zr – Steel composite plates : an insight into the evolution of cracks initiated at the interfaces. *Arch Civ Mech Eng* 2020;20:1–13. <https://doi.org/10.1007/s43452-020-00145-8>.
  - [54] Boroński D, Kotyk M, Maćkowiak P, Śnieżek L. Mechanical properties of explosively welded AA2519-AA1050-Ti6Al4V layered material at ambient and cryogenic conditions. *Mater Des* 2017;133:390–403. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.008>.
  - [55] Derda S, Karolczuk A, Robak G, Prazmowski M. Analysis of the fatigue life of metal composites with a layer of zirconium alloy. *MATEC Web Conf* 2021;338:01004. <https://doi.org/10.1051/matecconf/202133801004>.

- [56] Karolczuk A, Kluger K, Derda S, Prazmowski M, Paul H. Influence of impact velocity on the residual stress, tensile strength, and structural properties of an explosively welded composite plate. *Materials (Basel)* 2020;13. <https://doi.org/10.3390/ma13122686>.
- [57] Paul H, Chulist R, Lityńska-Dobrzyńska L, Prazmowski M, Faryna M, Mania I, et al. Interfacial reactions and microstructure related properties of explosively welded tantalum and steel sheets with copper interlayer. *Mater Des* 2021;208. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109873>.
- [58] Prazmowski M, Rozumek D, Paul H. Static and fatigue tests of bimetal Zr-steel made by explosive welding. *Eng Fail Anal* 2017;75:71–81. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2016.12.022>.
- [59] Rozumek D, Bański R. Crack growth rate under cyclic bending in the explosively welded steel/titanium bimetal. *Mater Des* 2012;38:139–46. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.02.014>.
- [60] Moss DR, Basic M. 1 - General Topics. In: Moss DR, Basic MBT-PVDM (Fourth E, editors. *Press. Vessel Des. Man.*, Oxford: Butterworth-Heinemann; 2013, p. 1–36. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-12-387000-1.00001-2>.
- [61] Kushwah S, Parekh S, Mistry H, Darji J, Gandhi R. Analysis of cylindrical pressure vessels with dissimilar ends and material comparison. *Mater Today Proc* 2021;51:355–68. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.05.466>.
- [62] Ibrahim A, Ryu Y, Saidpour M. Stress Analysis of Thin-Walled Pressure Vessels. *Mod Mech Eng* 2015;05:1–9. <https://doi.org/10.4236/mme.2015.51001>.
- [63] Karolczuk A, Carpinteri A, Robak G, Derda S, Prazmowski M. Fatigue failure analysis of three-layer Zr–Ti/Zr–Steel composite plates: an insight into the evolution of cracks initiated at the interfaces. *Arch Civ Mech Eng* 2020;20:1–13. <https://doi.org/10.1007/s43452-020-00145-8>.
- [64] Derda S, Karolczuk A, Prazmowski M, Kurek A, Wachowski M, Paul H. Fatigue life and cyclic creep of tantalum/copper/steel layerwise plates under tension loading at room temperature. *Int J Fatigue* 2022;162:106977. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2022.106977>.
- [65] Derda S, Karolczuk A, Robak G, Prazmowski M, Paul H, Łagoda T, et al. Impact of the interface on the fatigue life of steel-based explosively welded heterostructured plates. *Arch Civ Mech Eng* 2023;23:191. <https://doi.org/10.1007/s43452-023-00731-6>.
- [66] Krella AK, Maurin A, Krzemianowski Z. Degradation of Armco iron caused by cavitation: Part II – Correlation with stress analysis. *Eng Fail Anal* 2021;128:105621. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105621>.
- [67] Prazmowski M, Paul H, Żok F. zastosowanie technologicznejwarstwy pośredniej w układachplaterowanych wybuchowona przykładzie układu cyrkon–stal. *Przegląd Spaw* 2014;4:36–44.
- [68] Zhou B bin, Zhou C yu, Chang L, Yu X chun, Ye C, Zhang B jun. Investigation on fatigue crack growth behavior of Zr702/TA2/Q345R explosive welding composite plate with a through-wall crack. *Compos Struct* 2020;236:111845. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111845>.
- [69] Paul H, Skuza W, Chulist R, Miszczyk M, Gałka A, Prazmowski M, et al. The Effect of Interface Morphology on the Electro-Mechanical Properties of Ti/Cu Clad Composites Produced by Explosive Welding. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2020;51:750–66. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05537-x>.
- [70] Chen Y, Sun S, Ji C. Analysis of aluminum sheets with multiple sites damage based on fatigue tests and DIC technique. *Int J Fatigue* 2018;109:37–48. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.12.008>.
- [71] Mokhtarishirazabad M, Lopez-Crespo P, Moreno B, Lopez-Moreno A, Zanganeh M.

- Evaluation of crack-tip fields from DIC data: A parametric study. *Int J Fatigue* 2016;89:11–9. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.03.006>.
- [72] Chen C, Ye D, Zhang L, Liu J. DIC-based studies of the overloading effects on the fatigue crack propagation behavior of Ti-6Al-4V ELI alloy. *Int J Fatigue* 2018;112:153–64. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.03.017>.
- [73] Pucillo GP, Carrabs A, Cuomo S, Elliott A, Meo M. Cold expansion of rail-end-bolt holes: Finite element predictions and experimental validation by DIC and strain gauges. *Int J Fatigue* 2021;149:106275. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106275>.
- [74] Chen Y, Yang J, Zhang C, Wang F, Ji C. Effects of hole reaming on fatigue performance of thin sheets for fuselage: DIC and FEM analysis. *Int J Fatigue* 2020;141:105893. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105893>.
- [75] Chen Y, Ji C, Zhang C, Wang F, Song X. Analysis for post-impact tensile-tensile fatigue damage of 2024-T3 sheets based on tests, digital image correlation (DIC) technique and finite element simulation. *Int J Fatigue* 2019;122:125–40. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.01.010>.
- [76] Shrestha S, Kannan M, Morscher GN, Presby MJ, Mostafa Razavi S. In-situ fatigue life analysis by modal acoustic emission, direct current potential drop and digital image correlation for steel. *Int J Fatigue* 2021;142:105924. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105924>.
- [77] Li S, Liu Q, Rui SS, Li X, Hu M, Li K, et al. Fatigue crack initiation behaviors around defects induced by welding thermal cycle in superalloy IN617B. *Int J Fatigue* 2022;158:106745. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.106745>.
- [78] Guo Z, Song Z, Fan J, Yan X, Huang D. Experimental and analytical investigation on service life of film cooling structure for single crystal turbine blade. *Int J Fatigue* 2021;150:106318. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106318>.
- [79] Qvale P, Zarandi EP, Ås SK, Skallerud BH. Digital image correlation for continuous mapping of fatigue crack initiation sites on corroded surface from offshore mooring chain. *Int J Fatigue* 2021;151. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106350>.
- [80] Rahmatabadi D, Ahmadi M, Pahlavani M, Hashemi R. DIC-based experimental study of fracture toughness through R-curve tests in a multi-layered Al-Mg (LZ91) composite fabricated by ARB. *J Alloys Compd* 2021;883:160843. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160843>.
- [81] Fan M, Shao C, Wang Y, Huo X, Ma N, Lu F. In-situ DIC investigation on local stress-strain behavior in creep-fatigue test of dissimilar steel welded joint. *Int J Fatigue* 2021;152:106464. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106464>.
- [82] Koko A, Earp P, Wigger T, Tong J, Marrow TJ. J-integral analysis: An EDXD and DIC comparative study for a fatigue crack. *Int J Fatigue* 2020;134:105474. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105474>.
- [83] Luo H, Kang G, Kan Q, Huang Y. Experimental investigation on the heterogeneous ratchetting of SUS301L stainless steel butt weld joint during uniaxial cyclic loading. *Int J Fatigue* 2017;105:169–79. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2017.08.027>.
- [84] Guo Y song, Chen P wan, Arab A, Zhou Q, Mahmood Y. High strain rate deformation of explosion-welded Ti6Al4V/pure titanium. *Def Technol* 2020;16:678–88. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.10.002>.
- [85] Subramanian M, Galler J, DuPont J, Kombaiyah B, Yu X, Feng Z, et al. Heterogeneous creep deformation in Dissimilar Metal Welds (DMWs). *Mater Sci Eng A* 2019;749:1–13. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2019.01.075>.
- [86] Wang Y, Zhang W, Huang H, Wang Y, Zhong W, Chen J, et al. Clarification of creep deformation mechanism in heat-affected zone of 9Cr steels with In Situ experiments. *Scr Mater* 2021;194:113640. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.113640>.

- [87] Boroński D. Local mechanical properties of explosively welded AA2519-AA1050-Ti6Al4V layered material. *Weld World* 2020;64:2083–99. <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00984-2>.
- [88] Rahmatabadi D, Shahmirzaloo A, Farahani M, Tayyebi M, Hashemi R. Characterizing the elastic and plastic properties of the multilayered Al/Brass composite produced by ARB using DIC. *Mater Sci Eng A* 2019;753:70–8. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.002>.
- [89] González GLG, González JAO, de Castro JTP, Freire JL de F. Measuring elastoplastic strain loops in the near crack-tip region using a Stereo Microscope DIC system. *Int J Fatigue* 2020;133:105427. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105427>.
- [90] Rasmussen CE, Williams CKI. *Gaussian Processes for Machine Learning*. 2006.
- [91] Murphy KP. *Machine learning: a probabilistic Perspective*. Cambridge, Massachusetts: The MIT Press; 2012.
- [92] Borovcnik M, Bentz H-J, Kapadia R. A Probabilistic Perspective BT - *Chance Encounters: Probability in Education*. In: Kapadia R, Borovcnik M, editors., Dordrecht: Springer Netherlands; 1991, p. 27–71. [https://doi.org/10.1007/978-94-011-3532-0\\_2](https://doi.org/10.1007/978-94-011-3532-0_2).
- [93] Swiler LP, Gulian M, Frankel AL, Safta C, Jakeman JD. A Survey of Constrained Gaussian Process Regression: Approaches and Implementation Challenges. *J Mach Learn Model Comput* 2020.
- [94] Murakami Y, Beretta S. Small Defects and Inhomogeneities in Fatigue Strength: Experiments, Models and Statistical Implications. *Extremes* 1999;2:123–47.
- [95] Zheng XL, Lü B, Jiang H. Determination of probability distribution of fatigue strength and expressions of P-S-N curves. *Eng Fract Mech* 1995;50:483–91. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(94\)00218-7](https://doi.org/10.1016/0013-7944(94)00218-7).
- [96] Karolczuk A, Liu Y, Kluger K, Derda S, Skibicki D, Pejkowski Ł. Physics-constrained Gaussian process for life prediction under in-phase multiaxial cyclic loading with superposed static components. *Int J Fatigue* 2023;175:107776. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.107776>.
- [97] Chen Z, Wang B. How priors of initial hyperparameters affect Gaussian process regression models. *Neurocomputing* 2018;275:1702–10. <https://doi.org/10.1016/j.neucom.2017.10.028>.
- [98] Wilkie D, Galasso C. Gaussian process regression for fatigue reliability analysis of offshore wind turbines. *Struct Saf* 2021;88:102020. <https://doi.org/10.1016/j.strusafe.2020.102020>.
- [99] Gao J, Wang J, Xu Z, Wang C, Yan S. Multiaxial fatigue prediction and uncertainty quantification based on back propagation neural network and Gaussian process regression. *Int J Fatigue* 2023;168:107361. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107361>.
- [100] Gao J, Wang C, Xu Z, Wang J, Yan S, Wang Z. Gaussian process regression based remaining fatigue life prediction for metallic materials under two-step loading. *Int J Fatigue* 2022;158:106730. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.106730>.
- [101] Farid M. Data-driven method for real-time prediction and uncertainty quantification of fatigue failure under stochastic loading using artificial neural networks and Gaussian process regression. *Int J Fatigue* 2022;155:106415. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106415>.
- [102] Bataev IA, Bataev AA, Mali VI, Burov VG, Prikhod'Ko EA. Formation and structure of vortex zones arising upon explosion welding of carbon steels. *Phys Met Metallogr* 2012;113:233–40. <https://doi.org/10.1134/S0031918X12030039>.
- [103] Morizono Y, Nishida M, Chiba A, Takateru Y. Effect of Heat Treatment on Formation of Columnar Ferrite Structure in Explosively Welded Titanium/Hypoeutectoid Steel

- Joints. *Mater Sci Forum* 2004;465–466:373–8.
- [104] Wyrzykowski JW, Pleszakow E, Sieniawski J. *Odkształcanie i pękanie metali*. WNT; 1999.
  - [105] Jones EMC, Iadicola MA, Bigger R, Blaysat B, Boo C, Grewer M, et al. A Good Practices Guide for Digital Image Correlation. *Int Digit Image Correl Soc* 2018:94.
  - [106] Chopra OK, Shack WJ. Review of the margins for ASME code fatigue design curve – effects of surface roughness and material variability. Washington: 2003. <https://doi.org/10.2172/925073>.
  - [107] Greenwell BM, Boehmke BC, McCarthy AJ. A Simple and Effective Model-Based Variable Importance Measure 2018:1–27.
  - [108] Goldstein A, Kapelner A, Bleich J, Pitkin E. Peeking Inside the Black Box: Visualizing Statistical Learning With Plots of Individual Conditional Expectation. *J Comput Graph Stat* 2015;24:44–65. <https://doi.org/10.1080/10618600.2014.907095>.
  - [109] Maréchal D, Saintier N, Palin-Luc T, Nadal F. High-cycle fatigue behaviour of pure tantalum under multiaxial and variable amplitude loadings. *Adv Mater Res* 2014;891–892:1341–6. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.1341>.
  - [110] Papakyriacou M, Mayer H, Pypen C, Plenk H, Stanzl-Tschegg S. Influence of loading frequency on high cycle fatigue properties of b . c . c . and h . c . p . metals. *Mater Sci Eng A* 2001;308:143–52. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01978-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01978-X).
  - [111] Papakyriacou M, Mayer H, Plenk H, Stanzl-Tschegg S. Cyclic plastic deformation of tantalum and niobium at very high numbers of cycles. *Mater Sci Eng A* 2002;325:520–4. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01446-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01446-0).
  - [112] Taleb L, Cailletaud G. Cyclic accumulation of the inelastic strain in the 304L SS under stress control at room temperature: Ratcheting or creep? *Int. J. Plast.*, vol. 27, 2011, p. 1936–58. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2011.02.001>.
  - [113] Vincent L, Le Roux JC, Taheri S. On the high cycle fatigue behavior of a type 304L stainless steel at room temperature. *Int J Fatigue* 2012;38:84–91. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.11.010>.