AUTOREFERAT

Przedstawiający opis dorobku i osiągnięć naukowych zgodnie z Ustawą z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (t.j. Dz. U. z 2021 r. poz. 478 z późn. zm.)

> dr inż. Adam Tomczyk Wydział Mechaniczny Politechnika Białostocka

> > ul. Wiejska 45C 15-351 Białystok

a.tomczyk@pb.edu.pl

Spis treści

1.	Imię i nazwisko
2.	Posiadane dyplomy, stopnie naukowe lub artystyczne – z podaniem podmiotu nadającego stopień, roku ich uzyskania oraz tytułu rozprawy doktorskiej
3.	Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych lub artystycznych
4.	Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021 r. poz. 478 z późn. zm.)
	 4.1. Wykaz publikacji składających się na osiągnięcie o którym mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021 r. poz. 478 z późn. zm.)
	4.2. Wprowadzenie
	4.3. Cel naukowy
	4.4. Badania eksperymentalne i modelowanie wzrostu uszkodzeń w procesie pełzania i niskocyklowego zmęczenia materiału
	4.5. Podsumowanie
	4.6. Spis cytowanej literatury (poza pracami przedstawionymi w puncie 4.1)
5.	Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową albo artystyczną realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej lub instytucji kultury, w szczególności zagranicznej
6.	Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę

1. Imię i nazwisko

Adam Tomczyk

- 2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe lub artystyczne z podaniem podmiotu nadającego stopień, roku ich uzyskania oraz tytułu rozprawy doktorskiej.
- **17.09.2003 Doktor nauk technicznych**, dyscyplina: mechanika, Wydział Samochodów i Maszyn Roboczych, Politechnika Warszawska

Tytuł rozprawy: Modelowanie propagacji pęknięć zmęczeniowych w dwuosiowym stanie obciążenia

Promotor.: dr hab. inż. Andrzej Seweryn, prof. PB

(kopia dyplomu w Załączniku Z1)

- 01.09.1998 Magister inżynier, kierunek: mechanika i budowa maszyn, specjalność: komputerowe wspomaganie projektowania, Wydział Mechaniczny, Politechnika Białostocka.
- 3. Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych lub artystycznych.

01.10.2005 – do chwili obecnej	adiunkt, Katedra Mechaniki i Informatyki Stosowanej, Wydział Mechaniczny, Politechnika Białostocka
01.10.2003 - 30.09.2005	adiunkt, Katedra Mechaniki Stosowanej, Wydział Mechaniczny, Politechnika Białostocka
01.10.1999 - 30.09.2003	asystent, Katedra Mechaniki Stosowanej, Wydział Mechaniczny, Politechnika Białostocka
01.10.1998 - 30.09.1999	asystent, Katedra Podstaw Konstrukcji Maszyn, Wydział Mechaniczny, Politechnika Białostocka

(skan zaświadczenia potwierdzającego zatrudnienie w Załączniku Z2)

Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021 r. poz. 478 z późn. zm.).

Na zgłaszane osiągnięcia badawcze zgodnie z art. 219, ust. 1 pkt 2 Ustawy składa się cykl dziewięciu powiązanych tematycznie artykułów (punkt 4.1 poz. [D1]-[D9]) oraz jednego wzoru użytkowego (punkt 4.1 poz. [D10]) pod wspólnym tytułem:

Badania eksperymentalne i modelowanie wzrostu uszkodzeń w procesie pełzania oraz niskocyklowego zmęczenia stopów metali

opublikowanych w czasopismach znajdujących się na liście Journal Citation Reports.

- 4.1. Wykaz publikacji składających się na osiągnięcie, o którym mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021 r. poz. 478 z późn. zm.)
- [D1] Tomczyk A., Seweryn A., Fatigue life of EN AW-2024 alloy accounting for creep pre-deformation at elevated temperature, *International Journal of Fatigue* 103, 2017, 488-507 (IF=3.132), doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.06.0.

Wkład habilitanta: 80% (opracowanie koncepcji, metodologia, przeprowadzenie badań, analiza formalna, przygotowanie manuskryptu)

[D2] **Tomczyk A.**, Seweryn A., Doroszko M., Monotonic behaviour of typical Al-Cu-Mg alloy pre-strained at elevated temperature, *Journal of Theoretical and Applied Mechanics* 56, 2018, 1055-1068 (**IF**=0.771), doi:10.15632/jtam-pl.56.4.1055.

Wkład habilitanta: 70% (opracowanie koncepcji, metodologia, przeprowadzenie badań, analiza formalna, przygotowanie manuskryptu)

[D3] Tomczyk A., Seweryn A., Grądzka-Dahlke M., The effect of dynamic recrystallization on monotonic and cyclic behaviour of Al-Cu-Mg alloy, *Materials* 11, 2018, 874 (IF=2.972), doi:10.3390/ma11060874.

Wkład habilitanta: 70% (przeprowadzenie badań, selekcja i opracowanie danych, metodologia, przygotowanie manuskryptu)

[D4] **Tomczyk A.**, Seweryn A., Experimental investigation and modeling of damage accumulation of EN-AW 2024 aluminum alloy under creep condition at elevated temperature, *Materials* 14, 2021, 404 (**IF**=3.748), doi:10.3390/ma14020404.

Wkład habilitanta: 80% (opracowanie koncepcji, przeprowadzenie badań, selekcja i opracowanie danych, analiza formalna, przygotowanie manuskryptu)

[D5] Tomczyk A., Seweryn A., Experimental investigations and damage growth modeling of EN-AW 2024 aluminum alloy under LCF loading accounting creep pre-strain, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 45, 2022, 2703–2720 (IF=3.7), doi:10.1111/ffe.13768.

Wkład habilitanta: 80% (opracowanie koncepcji, przeprowadzenie badań, selekcja i opracowanie danych, analiza formalna, przygotowanie manuskryptu)

[D6] Falkowska A., Tomczyk A., Seweryn A., The effect of elevated temperature on LCF damage growth in 2024AA – Experiment and modeling, *Engineering Failure Analysis* 158, 2024, 108015 (IF=4.4), doi:10.1016/j.engfailanal.2024.108015.

Wkład habilitanta: 50% (opracowanie koncepcji, metodologia, analiza formalna)

[D7] Tomczyk A., Grodzki W., Seweryn A., The effect of preliminary creep-damage on material behavior under LCF tension/compression and pure torsion regimes, *International Journal of Fatigue* 178, 2024, 108017 (IF=5.7), doi:10.1016/j.ijfatigue. 2023.108017.

Wkład habilitanta: 70% (opracowanie koncepcji, metodologia, analiza formalna, przygotowanie manuskryptu)

[D8] **Tomczyk A.**, Seweryn A., LCF behavior of 2024AA under uni- and biaxial loading taking into account creep pre-deformation, *Engineering Fracture Mechanics* 96, 2024, 109867 (**IF**=4.7), doi:10.1016/j.engfracmech.2024.109867.

Wkład habilitanta: 80% (opracowanie koncepcji, metodologia, przeprowadzenie badań, przygotowanie manuskryptu)

[D9] Tomczyk A., Seweryn A, Modeling of damage interaction due to uniaxial creep and subsequent LCF pure torsional loading, *Engineering Failure Analysis*, 171, 2025, 109407. (IF=4.4), doi:10.1016/j.edgfailanal.2025.109407.

Wkład habilitanta: 80% (opracowanie koncepcji, metodologia, przeprowadzenie badań, analiza formalna, przygotowanie manuskryptu)

[D10] Koniuszewski R., **Tomczyk A.**, *Konstrukcja układu do pomiaru wydłużeń próbek w podwyższonych temperaturach z wykorzystaniem urządzeń pomiarowych przeznaczonych do pracy w temperaturze pokojowej*, Wzór użytkowy nr 68955 Y1, 2017.

Wkład habilitanta: 60% (szacowany przez habilitanta)

W każdym przypadku byłem autorem korespondencyjnym odpowiedzialnym za kontakt z redakcją czasopisma. Mój udział w powstaniu prac był znaczący i obejmował opracowanie planu badań, dobór metod, wykonanie badań, analizę wyników, przygotowanie manuskryptu oraz przygotowanie odpowiedzi na recenzje. Oświadczenia wszystkich współautorów publikacji, potwierdzające ich indywidualny wkład w powstanie dorobku zostały zamieszczone w Załączniku Z3. Kopie prac składających się na cykl stanowiący osiągnięcie znajdują się w Załączniku Z4.

4.2. Wprowadzenie

Historia obciążenia elementów konstrukcyjnych czy całych konstrukcji ma ogromny wpływ na ich bieżące właściwości monotoniczne i cykliczne. Ważnym zagadnieniem staje się więc możliwość uwzględniania wpływu tej historii już na etapie projektowania. W przypadku elementów poddanych obciążeniom zmęczeniowym ma to szczególne znaczenie. Sam proces zmęczenia może powodować umacnianie się materiału lub jego osłabianie [1-3]. W zależności od etapu życia zmęczeniowego właściwości materiału mogą poprawić się lub pogorszyć. Aktualne charakterystyki mechaniczne materiałów można również kształtować na drodze wstępnych odkształceń monotonicznych [4-6], a także w procesie pełzania [7-12]. Obciążenia cyklicznie zmienne w warunkach eksploatacyjnych elementu konstrukcyjnego poprzedzone są często procesem pełzania w podwyższonej temperaturze. Dzieje się tak np. w przypadku elementów reaktorów termojądrowych [10], gdzie w wyniku napromieniowania cząstkami wysokoenergetycznymi następuje pełzanie takiego elementu. Następnie elementy takie mogą być poddawane obciążeniom zmęczeniowym. W zagadnieniach rozprężania na zimno (cold expansion) wprowadzenie naprężeń ściskających resztkowych poprawia trwałość zmęczeniową [13]. Na skutek późniejszego działania podwyższonej temperatury oraz relaksacji naprężeń trwałość ta ponownie pogarsza się. Aluminiowe obudowy generatorów turbin wiatrowych podczas pracy mogą osiągać temperaturę nawet 250°C [14]. Działanie sił bezwładności w takiej temperaturze sprzyja procesowi pełzania. Później elementy takie elementy często pracują w reżimie obciążeń cyklicznie zmiennych. W przypadku wysokociśnieniowych rurociągów wypełnionych czynnikiem o podwyższonej temperaturze również występuje zjawisko pełzania i następującego po nim zmęczenia. Wstępne odkształcenia w podwyższonej temperaturze stanowią także istotę procesów formowania poprzez starzenie pełzaniowe (creep age forming) stosowanych np. do produkcji poszycia skrzydeł samolotów czy paneli kadłubów [8,15,16]. Tego typu elementy w warunkach rzeczywistej eksploatacji poddawane są ustawicznie obciążeniom zmęczeniowym.

W opisanych powyżej problemach inżynierskich istotne jest określenie trwałości zmęczeniowej elementu, który wcześniej poddany był wstępnym odkształceniom pełzaniowym. Wiąże się to z uwzględnieniem uszkodzeń generowanego podczas pełzania oraz ich wpływu na kumulację uszkodzeń podczas samego procesu zmęczenia. Problem wpływu wstępnych odkształceń pełzaniowych na zachowanie się różnych metali poddanych działaniu obciążeń zmęczeniowych, a zwłaszcza złożonych, pozostaje wciąż nie w pełni zbadany. W ramach prowadzonych przeze mnie badań dokonałem analizy wpływu predeformacji pełzaniowej na właściwości monotoniczne oraz zmęczeniowe stopu aluminium EN-AW 2024. Badania te miały zarówno charakter eksperymentalny jak i teoretyczny, zaś ich efektem końcowym było opracowanie modelu kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych.

4.3. Cel naukowy

Głównym celem prowadzonych badań było określenie na podstawie eksperymentu wpływu predeformacji pełzaniowej w podwyższonej temperaturze na niskocyklową trwałość zmęczeniową stopu aluminium EN-AW 2024 oraz opracowanie, na tej podstawie, modelu wzrostu uszkodzeń w procesie niskocyklowego zmęczenia z uwzględnieniem efektów wcześniejszej predeformacji pełzaniowej. Sformułowano także szczegółowe cele badawcze:

- wyznaczenie charakterystyk pełzaniowych badanego stopu w różnej temperaturze i dla różnych wartości obciążeń,
- wyznaczenie charakterystyk zmęczeniowych materiału wyjściowego w pokojowej i podwyższonej temperaturze,
- wyznaczenie charakterystyk zmęczeniowych materiału z różną wielkością wstępnych odkształceń pełzaniowych,
- opracowanie modelu wzrostu uszkodzeń podczas procesu pełzania w temperaturze podwyższonej,
- opracowanie algorytmów prognozowania trwałości zmęczeniowej stopu wyjściowego oraz stopu z predeformacją pełzaniową.

4.4. Badania eksperymentalne i modelowanie wzrostu uszkodzeń w procesie pełzania i niskocyklowego zmęczenia materiału

Pierwszy etap prowadzonych badań dotyczył obciążeń jednoosiowych zarówno jeśli chodzi o proces pełzania, monotonicznego rozciągania, jak również zmęczenia. Badania monotonicznego rozciągania i pełzania do zniszczenia zostały przeprowadzone na próbkach osiowosymetrycznych pełnych wykonanych ze stopu aluminium EN-AW 2024 w odmianie T3511. Stop ten jest powszechnie wykorzystywany w przemyśle lotniczym do budowy poszyć skrzydeł czy też kadłubów samolotów, ale także w przemyśle motoryzacyjnym czy stoczniowym. Jednym z jego największych atutów jest bardzo korzystny stosunek masy do wytrzymałości.

Badania monotonicznego rozciągania przeprowadzono w temperaturze pokojowej (20°C) oraz 100°C, 200°C, 300°C zgodnie z normami PN-EN ISO 6892-1 oraz PN-EN ISO 6892-2. Badania pełzania do zniszczenia zrealizowano w temperaturze 100°C, 200°C, 300°C dla kilku różnych wartości obciążenia w każdej temperaturze zgodnie z normą PN-EN ISO 204. W badaniach monotonicznego rozciągania wykorzystano dynamiczny dwuosiowy system MTS 809 oraz osiowy ekstensometr Instron 2620-601 o bazie pomiarowej 25 mm i zakresie ±5 mm. W badaniach pełzania wykorzystano czterokolumnową pełzarkę Kappa 100SS o napędzie elektro-mechanicznym produkcji Zwick/Roell. Pozwala ona na realizację testów monotonicznego rozciągania, pełzania, relaksacji naprężeń. Obciążenie termiczne zadawane było za pośrednictwem trójstrefowego pieca Maytec sterowanego dedykowanym kontrolerem Zwick/Roell. Pomiar temperatury zadanej w piecu i mierzonej na próbce

realizowany był za pośrednictwem termopar. W badaniach wykorzystano także specjalny przyrząd stanowiący przedmiot wzoru użytkowego, na który uzyskałem ochronę Urzędu Patentowego Rzeczypospolitej Polskiej [D10]. Szczegóły tych badań oraz ich wyniki przedstawiono głównie w pracy [D2]. Testy rozciągania w podwyższonej temperaturze zostały przeprowadzone ze względu na konieczność wykorzystania charakterystyk monotonicznych (Rysunek 1) w późniejszych badaniach związanych z procesem niskocyklowego zmęczenia. Poza nominalnymi (inżynierskimi), określono także rzeczywiste charakterystyki wykorzystując obliczenia numeryczne zrealizowane za pomocą metody elementów skończonych.



Rysunek 1. Nominalne $\sigma=\sigma(\varepsilon)$ (linia ciągła) oraz rzeczywiste $\sigma_1=\sigma_1(\varepsilon_1)$ (linia przerywana) i $\sigma_{eq}=\sigma_{eq}(\varepsilon_{eq})$ (linia kropkowa) krzywe monotonicznego rozciągania badanego stopu wyjściowego w temperaturze pokojowej i podwyższonej [D2].

Wartości podstawowych parametrów wytrzymałościowych badanego stopu w podwyższonej temperaturze, takich jak moduł Younga *E*, granica plastyczności σ_y , wytrzymałość na zerwanie σ_u wraz ze wzrostem temperatury maleją. Spadek ten jest stosunkowo niewielki dla temperatury 100°C i bardzo znaczący dla 300°C. Jednocześnie wydłużenie procentowe całkowite ε_u odpowiadające maksymalnej sile wyraźnie zmniejsza się wraz ze wzrostem temperatury, z kolei całkowite wydłużenie procentowe przy zerwaniu ε_B – wzrasta. Świadczy to o zwiększającej się ciągliwości materiału od momentu lokalizacji odkształceń i tworzenia się "szyjki" aż do zerwania [D2].

Otrzymane krzywe pełzania do zniszczenia posłużyły do określenia dwóch różnych poziomów odkształcenia, które przyjęto później za odkształcenia wstępne. Pierwsze z odkształceń ε_s odpowiadało początkowi drugiego, stabilnego etapu pełzania, zaś drugie – ε_t – było pewnym odkształceniem z trzeciego etapu pełzania (Rysunek 2). Chodziło o uzyskanie dwóch znacznie różniących się stanów odkształcenia (a tym samym i uszkodzenia) materiału w jednej temperaturze. Po ustaleniu wspomnianych poziomów odkształcenia próbki wykonane z materiału wyjściowego były obciążane w procesie pełzania przy stałej sile w temperaturze podwyższonej do osiągnięcia wartości ε_s (lub ε_i). Następnie próbki odciążano i chłodzono na wolnym powietrzu. W taki sposób uzyskiwano materiał o dwóch różnych stopniach predeformacji w każdej temperaturze tj. 100°C, 200°C, 300°C.



Rysunek 2. Schematyczne przedstawienie dwóch różnych poziomów odkształcenia na krzywej pełzania do zniszczenia [D1].

W temperaturze 100°C predeformacja realizowana była przy znacznym, stałym obciążeniu przekraczającym granice plastyczności stopu w tej temperaturze. Wartości ε_s i ε_t wynosiły odpowiednio 10% i 15%. W przypadku 200°C wstępne odkształcenia zadawane były przy stałej sile 8.5 kN (znacznie poniżej granicy plastyczności w tej temperaturze) i wynosiły: $\varepsilon_s=0.6\%$ i $\varepsilon_t=2.3\%$. Natomiast w temperaturze 300°C: $\varepsilon_s=0.4\%$ i $\varepsilon_t=2.3\%$. W celu zbadania wpływu wstępnych odkształceń na właściwości monotoniczne materiału przeprowadzono testy monotonicznego rozciagania próbek wcześniej predeformowanych. Uzyskano znaczne podwyższenie granicy plastyczności badanego stopu oraz wytrzymałości na rozciąganie dla materiału z predeformacją w 100°C i wyraźne obniżenie dla stopu z predeformacją w 300°C. Należy podkreślić, że silna predeformacja w 100°C powodowała ewidentne mechaniczne umocnienie materiału. Jeśli chodzi o ciągliwość materiału sytuacja była odwrotna: próbki odkształcane wstępnie w temperaturze 300°C wykazywały znacznie większą ciągliwość. Dokonano również szczegółowej analizy makro- i mikroskopowej powierzchni przełomów próbek uzyskanych w testach rozciągania w temperaturze pokojowej i podwyższonej, a także w testach pełzania do zniszczenia. Zaobserwowano, że w przypadku pełzania i rozciągania w temperaturze 200°C i 300°C powierzchnia przełomu ma charakter dwupłaszczyznowy. Centralną część zajmuje powierzchnia prostopadła do osi próbki z wyraźną dominacją naprężeń normalnych. Druga płaszczyzna zniszczenia jest usytuowana pod kątem około ±45° względem osi próbki i jej powierzchnia jest wyraźnie gładsza od poprzedniej. Łączy ona centralną płaszczyznę odpowiadającą pękaniu ciągliwemu ze swobodną, zewnętrzną powierzchnią próbki. Analiza przełomów oraz obliczenia numeryczne z wykorzystaniem metody elementów skończonych potwierdziły, że inicjacja pęknięcia następuje w osi próbki i jest efektem działania maksymalnych naprężeń głównych σ_1 . Inicjacja ta następuje zazwyczaj na granicy wydzielenie fazy wtórnej - osnowa. Wyniki tych obliczeń przedstawiono w pracy [D2]. Określono tu rozkłady naprężeń i odkształceń głównych σ_1 i ε_1 oraz ekwiwalentnych σ_{eq} i ε_{eq} wg. Hubera-von Misesa-Hencky'ego tuż przed zerwaniem próbki. Porównanie tych rozkładów dowiodło, że największe wartości osiągają maksymalne naprężenia główne σ_1 dokładnie w osi próbki. Badania opisane powyżej wyraźnie wskazują, że za pomocą wstępnych odkształceń pełzaniowych można kształtować monotoniczne charakterystyki wytrzymałościowe materiału.

Dokonano także analizy ewolucji mikrostruktury badanego stopu w wyniku pełzania oraz monotonicznego rozciągania w podwyższonej temperaturze. Wykorzystano do tego celu zarówno zdjęcia wykonane za pomocą klasycznego mikroskopu metalograficznego jak również mapy EBSD. Szczegółowe wyniki tej analizy przedstawiono miedzy innymi w pracach [D3] i [D5] oraz na międzynarodowej konferencji *36th Danubia Adria Symposium* on Advances in Experimental Mechanics, 24-27.09.2019, Pilsen, Czech Republic. Obserwacje mikrostruktury próbek rozciąganych w temperaturze 20°C oraz 100°C i 200°C nie wykazały znaczących zmian w stosunku do materiału wyjściowego. Pewne różnice dotyczyły jedynie zmniejszenia się szerokości ziaren wraz ze wzrostem temperatury, w której realizowano proces rozciągania. Natomiast w przypadku próbek rozciąganych w temperaturze 300°C zaobserwowano wyraźne zmiany mikrostrukturalne. Na skutek deformacji w wysokiej temperaturze pojawiły się drobne ziarna równoosiowe, świadczące o zajściu procesu rekrystalizacji. Nowe ziarna powstawały głównie na granicach dużych pierwotnych ziaren, zdeformowanych w kierunku działania obciążenia. Krótki czas wygrzewania w podwyższonej temperaturze nie pozwolił na uzyskanie pełnej rekrystalizacji stopu.

Mikrostruktura stopu aluminium EN AW-2024 poddanego pełzaniu w temperaturze 200°C do uzyskania odkształcenia $\varepsilon_s=0.6\%$ nie różni się prawie od struktury wyjściowej. Zaobserwowano jedynie pojedyncze ziarna równoosiowe, pojawiające się głównie na granicach ziaren pierwotnych w pobliżu skupisk wydzieleni faz umacniających. Zupełnie inny obraz przedstawia mikrostruktura stopu poddanego pełzaniu w temperaturze 200°C z odkształceniem $\varepsilon_{t}=2.3\%$. Zauważono liczne drobne ziarna równoosiowe układające się w pasma odpowiadające kształtowi ziaren pierwotnych. Można wnioskować, że w tym przypadku zaszła rekrystalizacja, co wpłynęło także na uplastycznienie materiału. Znaczne różnice w strukturze stopu predeformowanego w temperaturze 200°C z różnym stopniem odkształcenia może wynikać również z czasu pełzania. Przy ɛs=0.6% zarówno poziom odkształcenia, jak i czas mógł być niewystarczający do zajścia rekrystalizacji. Analogiczne wnioski można wyciągnąć, analizując wyniki uzyskane dla stopu predeformowanego w temperaturze 300°C przy odkształceniu $\varepsilon_s=0.4\%$. W strukturze stopu zaobserwowano liczne pasma drobnych ziaren równoosiowych. Udział zrekrystalizowanej struktury jest większy niż dla próbki predeformowanej w 200°C, co znajduje potwierdzenie w stopniu uplastycznienia stopu. Wzrost stopnia odkształcenia w temperaturze 300°C wraz ze wzrostem czasu pełzania spowodował zwiększenie zasięgu rekrystalizacji - zrekrystalizowana struktura widoczna jest na dużym obszarze badanej mikrostruktury. Przeanalizowano także rozkłady wielkości ziaren oraz kątów dezorientacji granic ziaren dla różnych wartości obciążeń podczas pełzania w temperaturze 200°C i 300°C. Zwłaszcza w przypadku pełzania w 300° wykształciła się wyraźna struktura granic o małym kacie dezorientacji. Kształt ziaren, w miarę wzrostu temperatury oraz czasu pełzania stawał się zbliżony do równoosiowego. Powstanie tych ziaren jest zazwyczaj wynikiem przegrupowania i anihilacji dyslokacji i jest charakterystyczne dla stopów o wysokiej energii błędu ułożenia. Należy dodać, że zmiany strukturalne zależą zarówno od wartości odkształceń pełzaniowych jak i od czasu działania obciążenia w podwyższonej temperaturze.

Kolejnym etap prac dotyczył propozycji modelu wzrostu uszkodzeń wywołanych procesem pełzania w podwyższonej temperaturze. Jeden z pierwszych wykorzystywanych w literaturze modeli uszkodzeń pełzaniowych wywodzi się z kontynualnej mechaniki uszkodzeń i został zaproponowany przez Kachanova [17] i Rabotnova [18]. Postulował on

zmienną stanu uszkodzenia ω i opisywał prędkość odkształceń w procesie pełzania w funkcji tej właśnie zmiennej. W przypadku stopu wyjściowego (nieuszkodzonego) równanie określające prędkość pełzania sprowadzało się do klasycznego prawa Nortona [19]. Natomiast gdy parametr ten osiągał wartość jedności prędkość gwałtownie wzrastała co oznaczało zniszczenie. Obecnie możemy znaleźć wiele modyfikacji tego modelu polegających między innymi na uogólnieniu na obciążenia wieloosiowe poprzez wprowadzenie zredukowanych wartości naprężenia σ_{eq} i odkształcenia ε_{eq} . Wykorzystuje się tu często wartość ciśnienia hydrostatycznego oraz napreżeń głównych (np. [20,21]) czy też wartości niezmienników tensora i dewiatora naprężenia (np. [22]). W pracy Liu i Murakamiego [23] zaproponowano model wykorzystujący funkcję ekspotencjalną. Wykorzystano go z powodzeniem w prognozowaniu wzrostu szczeliny pełzaniowej [24]. Othman i współautorzy [25] w swoich badaniach potraktowali miarę kumulacji uszkodzeń jako sumę dwóch składników ω_1 i ω_2 . Pierwszy z nich (ω_1) związany jest z gęstością dyslokacji zaś drugi (ω_2) definiowany jest jako część powierzchni objętej pustkami na skutek ograniczenia pełzania i osiąga wartość 1/3 w chwili zerwania. Model ten był wykorzystywany także w formie uogólnionej na przypadki obciążeń złożonych [26]. W celu uwzględnienia osłabienia materiału w trzecim etapie pełzania na skutek zarodkowania na granicy ziaren oraz precyzyjnego opisu etapu pierwszego w stopach aluminium w pracy Kowalewskiego i współautorów [27] zaproponowano wprowadzenie dodatkowych parametrów h i H. Dotyczą one pierwszego etapu pełzania i reprezentują umocnienie materiału. W celu prognozowania propagacji pęknięcia pełzaniowego Nikbin i współautorzy [28,29] przestawili model uzależniający prędkość wzrostu uszkodzeń od prędkości odkształcenia oraz od wartości odkształcenia przy zerwaniu. Obserwacja i rejestracja zmian gęstości siatki drobnych pęknięć na powierzchni elementu poddanego procesowi pełzania pozwoliła Gao i współautorom [30] na opisanie parametru uszkodzenia jako funkcji bieżącego czasu pełzania i czasu do zerwania. Rui i współautorzy [31] uwzględniając wyniki analizy EBSD stali austenitycznych wykorzystali tzw. parametr zniekształcenia sieci ziaren GROD. W pracy Wena i współautorów [32] całkowite uszkodzenie monokryształu na bazie niklu przedstawili jako sumę uszkodzenia wynikającego z mikrostrukturalnej degradacji materiału oraz uszkodzenia kawitacyjnego. Do opisu predkości wzrostu tego ostatniego wykorzystano prędkość odkształceń postaciowych. Pettinà i współautorzy w pracy [33] przedstawili całkowite uszkodzenie jako sumę uszkodzenia wynikającego z efektów czysto pełzaniowych oraz uszkodzenia związanego z utleniającym wpływem środowiska. W przytoczonych powyżej modelach wykorzystywana jest skalarna zmienna stanu uszkodzenia. Faktycznie zmienna ta może być traktowana jako szczególny przypadek ogólnej, tensorowej miary uszkodzenia. Takie podejście zaproponował Chaboche [34] wykorzystując tensor uszkodzenia czwartego rzędu, wprowadzając tensor naprężenia efektywnego. W pracy Murakamiego [35] oraz Murakamiego i współautorów [36] do opisu wzrostu i łączenia się pustek na granicach ziaren w reprezentatywnej objętości wykorzystano tensor drugiego rzędu. Ganczarski i Skrzypek [37] w swoich badaniach wskazali na fakt, że model zaproponowany przez Murakamiego nie pozwala wystarczająco dokładnie modelować wzrostu uszkodzeń w zagadnieniach osiowo symetrycznych zwłaszcza w obszarze bliskim osi symetrii i przedstawili jego modyfikację.

Wyniki badań eksperymentalnych procesu pełzania do zniszczenia pozwoliły na sformułowanie modelu kumulacji uszkodzeń, który szczegółowo opisano w pracy [D4] oraz zaprezentowano na konferencji międzynarodowej *3rd International Conference on Materials Science & Engineering 2022, 18-22.04.2022, Boston, MA, USA*. Wprowadzono zmienną stanu uszkodzenia materiału ω_{creep} i założono, że w przypadku materiału wyjściowego (nieuszkodzonego) $\omega_{creep}=0$, natomiast w chwili inicjacji pęknięcia $\omega_{creep}=1$. Przyrost wspomnianej zmiennej uzależniono od bieżącej wartości nominalnych naprężeń normalnych σ na płaszczyźnie fizycznej oraz przyrostu liniowych odkształceń plastycznych d ε_p :

$$\mathrm{d}\omega_{\mathrm{creep}} = A_{\sigma} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{\mathrm{c}}}\right)^{n_{\sigma}} \mathrm{d}\varepsilon_{\mathrm{p}} \,, \tag{1}$$

przy czym σ_c jest nominalnym naprężeniem niszczącym dla materiału nieuszkodzonego, zaś A_{σ} i n_{σ} – parametrami materiałowymi. Założono przy tym, że wzrost uszkodzeń następuje na odcinkach *AB* i *BC* krzywej pełzania do zniszczenia natomiast obciążenia na odcinku *OA* tj. w zakresie sprężystym, nie generują uszkodzeń (Rysunek 3). Wartości ε_{p1} i ε_{p2} stanowią odpowiednio odkształcenia trwałe odpowiadające osiągnięciu stałego naprężenia nominalnego σ_{creep} w procesie pełzania oraz zerwaniu próbki. Wartość σ_y opisuje granicę plastyczności materiału w danej temperaturze.



Rysunek 3. Schematyczne przedstawienie krzywej pełzania do zniszczenia w układzie $\sigma = \sigma(\varepsilon)$.

Naprężenia na odcinku AB opisano zależnością Ramberga-Osgooda:

$$\sigma = K \left(\varepsilon_{\rm p} \right)^n, \tag{2}$$

gdzie K i n są odpowiednio współczynnikiem wytrzymałości i wykładnikiem umocnienia. Ostatecznie wzrost uszkodzeń w procesie pełzania opisano zależnością:

$$\Delta \omega_{\text{creep}}\left(\varepsilon_{\text{p}}\right) = \begin{cases} \left(\frac{K}{\sigma_{\text{c}}}\right)^{n_{\omega}} \frac{A_{\sigma}}{(nn_{\sigma}+1)} \left(\varepsilon_{\text{p}}\right)^{(nn_{\sigma}+1)} & \text{dla } \varepsilon_{\text{p}} \leq \varepsilon_{\text{p1}}, \\ \left(\frac{K}{\sigma_{\text{c}}}\right)^{n_{\omega}} \frac{A_{\sigma}}{(nn_{\sigma}+1)} \left(\varepsilon_{\text{p1}}\right)^{(nn_{\sigma}+1)} + A_{\omega} \left(\frac{\sigma_{\text{creep}}}{\sigma_{\text{c}}}\right)^{n_{\sigma}} \left(\varepsilon_{\text{p}} - \varepsilon_{\text{p1}}\right) & \text{dla } \varepsilon_{\text{p1}} < \varepsilon_{\text{p2}} \leq \varepsilon_{\text{p2}}. \end{cases}$$
(3)

Zaproponowany model został pozytywnie zweryfikowany doświadczalnie. Maksymalny błąd prognozowania stanu uszkodzenia materiału w momencie zniszczenia nie przekroczył 4.6% [D4]. W pracy [D4] wykazano także istnienie pewnej przejściowej wartości naprężenia pełzania σ_t oraz odpowiadającej im wartości czasu pełzania t_t i odkształcenia przy zerwaniu ε_t . Do chwili osiągnięcia tych wartości wraz ze spadkiem wartości obciążenia wydłuża się czas pełzania i jednocześnie wzrasta wartość odkształcenia w chwili zerwania. Po przekroczeniu tych przejściowych wartości spadkowi obciążenia towarzyszy wydłużenie czasu pełzania do zniszczenia przy jednoczesnym spadku wartości odkształcenia przy zerwaniu. Taka sytuacja miała miejsce dla 200°C i 300°C gdzie obciążenie nie przekraczało granicy plastyczności badanego stopu w danej temperaturze. Jest to konsekwencja przebywania obciążonego materiału przez odpowiednio długi czas w podwyższonej temperaturze. Efekt ten może być uwzględniony poprzez uzależnienie wartości parametrów w zależności (1) nie tylko od temperatury, ale także od czasu jej działania.

Kolejny etap badań stanowiły testy niskocyklowego zmęczenia materiału w zakresie rozciągania/ściskania. Dotyczyły one zarówno materiału wyjściowego jak i materiału z różną predeformacją pełzaniową. Testy zrealizowano w temperaturze pokojowej, sterując amplitudą odkształcenia całkowitego ε_a ze współczynnikiem asymetrii cyklu R_{ε} =-1 (cykle symetryczne) i częstotliwością f=0.2Hz zgodnie z normą ASTM E606. Zastosowano pięć różnych wartości zmiennej ɛa: 0.0035, 0.005, 0.008, 0.01, 0.02. W ramach tego etapu badań wyznaczono charakterystyki zmęczeniowe materiału w postaci krzywych trwałości zmęczeniowej $\varepsilon = \varepsilon(N_f)$ w sensie Mansona-Coffina-Basquina oraz krzywych cyklicznego odkształcenia $\sigma_a = \sigma_a(\varepsilon_{ap})$ w sensie Ramberga-Osgooda. Dokonano szczegółowej analizy wielkości oraz kształtu pętli histerezy dla różnych wartości zmiennej sterującej ε_a . Przeanalizowano zdjęcia makro- i mikroskopowe powierzchni przełomów zmęczeniowych, również przy wykorzystaniu obrazowania SEM. Wyniki uzyskane dla materiału z różną historia wstępnych odkształceń pełzaniowych zostały porównane z odpowiednimi wynikami uzyskanymi dla materiału wyjściowego. Wyniki te przedstawiono głownie w pracach [D1] i [D3] oraz na międzynarodowej konferencji 2nd International Conference on Structural Integrity and Durability, Dubrovnik, Croatia, 2-5.10.2018. Porównanie to pokazało, że w obszarze dużych odkształceń plastycznych następuje wyraźna poprawa trwałości zmęczeniowej (przy zadanej amplitudzie odkształcenia) materiału z predeformacją w temperaturze 200°C i 300°C stosunku do materiału wyjściowego (Rysunek 4). Poprawa ta dla największych wartości amplitud obciążenia w przypadku wstępnych odkształceń w 300°C była nawet kilkunastokrotna. Zasadniczemu zwiększeniu uległa także przejściowa liczba cykli N_t. Poprawa trwałości odbywa się kosztem wytrzymałości zmęczeniowej, która zmniejsza się nawet dwukrotnie dla materiału z predeformacją na poziomie & w 300°C w stosunku do materiału wyjściowego (Rysunek 5). Natomiast w obszarze zdominowanym przez odkształcenia sprężyste (małe wartości amplitudy odkształcenia ε_a) nastąpiło obniżenie trwałości zmęczeniowej nawet kilkunastokrotne. Duże odkształcenia wstępne ε_s i ε_t w temperaturze 100°C spowodowały obniżenie trwałości zmęczeniowej w całym zakresie. Badany stop pozbawiony predeformacji pełzaniowej wykazuje wyraźna tendencję do cyklicznego umacniania się.



Rysunek 4. Krzywe trwałości zmęczeniowej w układzie $\log(\varepsilon) - \log(2N_f)$ w temperaturze otoczenia otrzymane dla materiału: a) wyjściowego, b) z predeformacją w temperaturze 300°C na poziomie odkształcenia wstępnego $\varepsilon_f = 2.3\%$ [D1].



Rysunek 5. Ustabilizowane pętle histerezy uzyskane dla próbek poddanych predeformacji pełzaniowej w temperaturze 100 °C (1 -linie zielone), 200°C (2 -linie niebieskie) i 300°C (3 -linie czerwone) na poziomie odkształcenia ε_s (linie ciągłe) i ε_t (linie przerywane) na tle pętli odpowiadających próbkom bez predeformacji (linie czarne) zmiennej sterującej ε_a : a) 0.02, b) 0.0035 [D1].

Przykładowo, umocnienie to dla amplitudy odkształcenia $\varepsilon_a=2\%$ wynosi 19% (ok. 90 MPa). Podobną sytuację obserwujemy w przypadku materiału, który został poddany wstępnym odkształceniom w temperaturze 300°C na obu poziomach odkształceń tj. $\varepsilon_s=0.4\%$ oraz $\varepsilon_t=2.3\%$ chociaż umocnienie było tu znacząco mniejsze. Jest to związane między innymi z ujednorodnieniem struktury badanego stopu w podwyższonej temperaturze. Duże odkształcenia wstępne dla przypadku predeformacji w stosunkowo niskiej temperaturze 100°C sprawiły, że materiał po ochłodzeniu wyraźnie się umocnił (wzrost granicy plastyczności oraz wytrzymałości na zerwanie). Jednak jego właściwości cykliczne wskazują na zdolność do osłabiania się. Dominujące efekty temperaturowe sprawiły, że pętle uzyskane dla stopu z predeformacją w temperaturze 300°C charakteryzują się znacznie dłuższą fazą plastycznego płynięcia niż pętle uzyskane dla stopu odkształcenego wstępnie w niższej temperaturze. Niemałe znaczenie dla kształtu pętli ma też wartość tego odkształcenia. Przykładowo szczytowe wartości naprężeń dla pętli odpowiadających temperaturze 300°C (3 – kolor czerwony) (Rysunek 5a) i odkształceniom ε_s =0.4% oraz ε_t =2.3% oraz zmiennej sterującej ε_a =0.02 różnią się o ok. 70 MPa, tj. o 27% [D1]. Wyniki badań zmęczeniowych dowodzą, że za pomocą wstępnych odkształceń pełzaniowych można kształtować właściwości cykliczne materiału.

Analiza powierzchni przełomów zmęczeniowych pokazała, że w przypadku niewielkich wartości zmiennej sterującej ε_a (0.005, 0.0035), inicjacja pęknięcia następowała na powierzchni próbki. Dalsza propagacja odbywała się w głąb materiału ku osi próbki. W przypadku silnych odkształceń wstępnych w temperaturze 100°C pęknięcie wzrastało równomiernie i jednocześnie na dużej części obwodu próbki. Jego długość mierzona wzdłuż promienia części pomiarowej próbki była zwykle niewielka. Dla próbek z mniejszymi odkształceniami wstępnymi w wyższej temperaturze pęknięcie inicjowało w konkretnym miejscu na powierzchni próbki. Należy jednak wyraźnie zaznaczyć, że zaraz po pojawieniu się pęknięcia sztywność próbki na rozciąganie wyraźnie zmniejszała się podczas gdy na ściskanie – mogła pozostawać prawie niezmieniona o czym świadczył np. kształt pętli histerezy. W badaniach przyjmowano, że około 10% spadek siły wyznaczał trwałość zmęczeniową.

Kolejnym etapem badań było przedstawienie modelu pozwalającego prognozować trwałość zmęczeniową zarówno materiału wyjściowego jak i materiału z predeformacją pełzaniową. Wykorzystywane w literaturze kryteria oraz parametry (zmienne stanu) uszkodzenia zmęczeniowego można podzielić na trzy podstawowe grupy: naprężeniowe, odkształceniowe oraz energetyczne. Kryteria odkształceniowe wykorzystywane są przede wszystkim w przypadku zmęczenia niskocyklowego, gdzie odkształcenia plastyczne są znaczne. Najbardziej powszechną dla takich przypadków jest propozycja Mansona-Coffina-Basquina [38-40] bazująca na sumie liniowych odkształceń plastycznych $\Delta \varepsilon_p$ i sprężystych $\Delta \varepsilon_{e}$. W pracy Fatemi i Socie [41] do opisu procesu zmęczenia wykorzystano kombinację maksymalnego odkształcenia postaciowego γ_{max} oraz maksymalnego naprężenia normalnego $\sigma_{\rm max}$ na płaszczyźnie fizycznej uwzględniając efekt naprężeń normalnych średnich. Wcześniej, w pracy Wanga i Browna [42] zaproponowano zbliżone podejście, w którym miejsce naprężenia normalnego zastępował zakres odkształceń normalnych $\Delta \varepsilon$. We wspomnianych kryteriach zakładano, że decydującą rolę w procesie niskocyklowego zmęczenia mają odkształcenia postaciowe, które warunkują położenie płaszczyzny krytycznej. W pracy Smitha i innych [43] dokonano modyfikacji klasycznego podejścia Mansona-Coffina-Basquina wprowadzając parametr uszkodzenia w postaci kombinacji odkształcenia głównego ε_1 oraz maksymalnego naprężenia normalnego σ_{max} . Xu i inni [44] w swoich badaniach bazowali na koncepcji energii odkształceń postaciowych (SSE). Wzbogacili oni kryterium Fatemi i Socie właśnie o wartość wirtualnej energii odkształceń postaciowych (VSSE) $E_S \approx \Delta \tau \Delta \gamma$. Położenie płaszczyzny krytycznej warunkuje maksymalna wartość tej energii. Do grupy reprezentującej energetyczne parametry uszkodzenia należy także propozycja Chena i współautorów [45]. W przypadku dominacji obciążeń rozciągających postuluje ona, że o zniszczeniu w głównej mierze decyduje kombinacja

maksymalnego zakresu odkształceń normalnych $\Delta \varepsilon_1^{max}$ na płaszczyźnie fizycznej oraz związanego z nim zakresu naprężeń normalnych $\Delta \sigma_{\rm l}$. Natomiast w przypadku zniszczenia spowodowanego obciążeniami ścinającymi - kombinacja zakresu maksymalnych odkształceń postaciowych $\Delta \gamma_{\text{max}}$ i odpowiadającego im zakresu naprężeń stycznych $\Delta \tau$ na płaszczyźnie fizycznej. Varvani-Farahani [46] uwzględnił efekt normalnych napreżeń średnich proponując parametr energetyczny wykorzystujący znane wielkości opisujące trwałość zmęczeniową takie jak współczynnik wytrzymałości i ciągliwości zmęczeniowej dla obciążeń osiowych $\sigma'_{\rm f}, \varepsilon'_{\rm f}$ oraz dla obciążeń skrętnych $\tau'_{\rm f}, \gamma'_{\rm f}$. Zniszczenie następuje tu w płaszczyźnie, na której zakres odkształceń postaciowych jest największy. Lu i współautorzy [47] proponują uwzględnienie w modelu zmęczenia parametru efektywnego (ekwiwalentnego) Q^* , który pozwala opisać różne rodzaje obciążeń. McDiramid w pracy [48] wprowadził parametr wytrzymałości zmęczeniowej rozgraniczający uszkodzenie rozwijające się na powierzchni materiału (przypadek A) i uszkodzenie propagujące w głąb (przypadek B). Płaszczyzna krytyczna zdefiniowana została tu jako płaszczyzna maksymalnych naprężeń stycznych. Wei i Liu w pracy [49] zaproponowali trzyczłonowy parametr uszkodzenia stanowiący kombinację energii rozciągania, energii skręcania i energii obciążenia hydrostatycznego.

Przeprowadzona analiza wyników doświadczalnych badań zmęczeniowych dla stopu wyjściowego (bez uszkodzeń) pozwoliła na sformułowanie modelu kumulacji uszkodzeń. Założono go w postaci analogicznej do (1) przy czym w pojedynczym cyklu obciążenia zmęczeniowego przyrost zmiennej stanu uszkodzenia ω_{LCF} opisano zależnością:

$$\Delta \omega_{\rm LCF} = \int_{\omega_{\rm LCF1}}^{\omega_{\rm LCF2}} {\rm d}\omega_{\rm LCF} , \qquad (4)$$

gdzie ω_{LCF1} i ω_{LCF2} opisują wartość uszkodzenia materiału na początku i na końcu pojedynczego cyklu. Krzywą cyklicznego odkształcenia przyjęto w postaci analogicznej do (2) a mianowicie:

$$\sigma_{\rm a} = K' \left(\varepsilon_{\rm ap} \right)^{n'},\tag{5}$$

gdzie σ_a – jest amplitudą naprężenia, ε_{ap} – amplitudą liniowego odkształcenia plastycznego, zaś *K*' i *n*' są odpowiednio współczynnikiem wytrzymałości cyklicznej oraz wykładnikiem cyklicznego umocnienia. Przyjmując, że w przypadku cykli symetrycznych maksymalne odkształcenia plastyczne odpowiadają amplitudzie odkształceń plastycznych ($\varepsilon_{pmax} = \varepsilon_{ap}$) oraz wprowadzając oznaczenia:

$$C = \left(\frac{K'}{\sigma_{\rm c}}\right)^{n_{\rm o}} \frac{A_{\rm o}}{(n'n_{\rm o}+1)}, \qquad m = -\frac{1}{n'n_{\rm o}+1}, \qquad (6)$$

otrzymano ostatecznie:

$$\varepsilon_{\rm ap} = C^m \left(N_{\rm f} \right)^m,\tag{7}$$

a więc zależność zbliżoną do propozycji Mansona-Coffina. Założono przy tym liniową hipotezę sumowania uszkodzeń oraz kryterium pękania w postaci: ω_{LCF} =1. Parametry A_{σ} i n_{σ} wyznaczono analitycznie. Wyniki prognozowania trwałości zmęczeniowej materiału wyjściowego w postaci prognozowanej liczby cykli do zniszczenia $N_{f_{pred}}$ w funkcji liczby cykli uzyskanej w doświadczeniu przedstawiono na rysunku 6a. Wyniki tych badań opisano szczegółowo w pracy [D5], a także przedstawiono w ramach międzynarodowej konferencji *European Conference on Fracture ECF2023, Funchal, Madeira, 27.06-01.07 2022.*

W przypadku stopu z predeformacją w podwyższonej temperaturze zaproponowano aby wypadkową zmienną stanu uszkodzenia $\omega_{tot.}$ potraktować jako sumę uszkodzenia na skutek pełzania ω_{creep} i uszkodzenia ω_{LCF} w wyniku działania obciążeń niskocyklowych:



$$\omega_{\text{tot.}} = \omega_{\text{creep}} + \omega_{\text{LCF}} \,. \tag{8}$$

Rysunek 6. Zależność prognozowanej liczy cykli do zniszczenia N_{f_pred} od liczby cykli do zniszczenia uzyskanej w doświadczeniu N_f dla materiału: a) wyjściowego, b) z predeformacją w 300°C z zaznaczonym 50% pasmem rozrzutu.

Rozważono przy tym dwa podejścia. W pierwszym założono, że parametry A_{σ} i n_{σ} modelu kumulacji uszkodzeń są takie same jak dla materiału nieuszkodzonego. Natomiast parametry K' i n' przyjęto jak dla materiału z odpowiednią predeformacją. W drugim podejściu zaproponowano aby parametry A_{σ} i n_{σ} wyznaczać niezależnie dla stopu z różną predeformacją. Przykładowe wyniki prognozowania trwałości materiału z predeformacją przedstawiono na rysunku 6b. Zastosowanie identycznych parametrów A_{σ} i n_{σ} dla materiału wyjściowego oraz materiału z predeformacją dało wyniki obarczone znacznym błędem. Dotyczy to w zasadzie wszystkich przypadków wstępnych odkształceń. W przypadku realizacji wstępnego pełzania w 100°C błąd ten związany był przede wszystkim ze znacznym mechanicznym umocnieniem stopu w stosunku do stopu wyjściowego. Efekt temperatury nie miał tu większego znaczenia. Z kolei predeformacja w wyższej temperaturze wiąże się przede wszystkim z ewolucją mikrostruktury. I to właśnie zmiany na poziomie ziaren maja znaczący wpływ na właściwości mechaniczne materiału, w szczególności krzywą cyklicznego umocnienia, oraz późniejszy proces kumulacji uszkodzeń podczas zmęczenia. Stąd też konieczne jest wyznaczanie parametrów proponowanego modelu niezależnie dla każdej historii predeformacji. Możliwe jest też uzależnienie parametrów od czasu działania temperatury, ale wymaga to szerokiego zakresu dodatkowych badań eksperymentalnych.

W kolejnym etapie zrealizowano badania eksperymentalne niskocyklowego zmęczenia materiału wyjściowego w temperaturze 100°C, 200°C oraz 300°C. Wykorzystano do tego celu tę samą maszynę wytrzymałościową co w przypadku badań w temperaturze pokojowej. Stosowano także identyczne warunki obciążenia. Podwyższoną temperaturę realizowano za pomocą pieca, który wcześniej wykorzystywano w badaniach monotonicznego rozciągania oraz pełzania. Dokonano analizy wpływu podwyższonej temperatury na zachowanie się materiału podczas niskocyklowego zmęczenia. Wyniki w postaci krzywych trwałości zmęczeniowej, krzywych cyklicznego odkształcenia, pętli histerezy oraz obrazów powierzchni przełomów uzyskane w podwyższonej temperaturze porównano z wynikami uzyskanymi w temperaturze pokojowej. Wyniki tych badań przedstawiono w pracy [D6].

Zaobserwowano, że trwałość zmęczeniowa (badanego stopu przy zadanej amplitudzie odkształcenia) ewidentnie wzrasta w zakresie dominacji odkształceń plastycznych w temperaturze 200°C i 300°C w stosunku do trwałości w temperaturze pokojowej. W przypadku mniejszych odkształceń plastycznych trwałość zasadniczo pogarsza się. Wspomniana poprawa trwałości związana jest ze zwiększeniem ciągliwości materiału w podwyższonej temperaturze. Odbywa się ona kosztem zmniejszenia jego wytrzymałości. W temperaturze 100°C nie zaobserwowano zasadniczych zmian trwałości materiału w stosunku do trwałości w temperaturze pokojowej. Wynika to z nieznacznych zmian w strukturze stopu w tej temperaturze w porównaniu do stopu w temperaturze pokojowej. Dla dużych wartości zmiennej sterującej ε_a proces inicjacji pęknięcia następował w centralnej części przekroju poprzecznego próbki w bliskim sąsiedztwie osi symetrii. Natomiast dla mniejszych obciążeń odpowiadających większej liczbie cykli, inicjacja pęknięcia odbywała się na powierzchni próbki, a następnie pęknięcie to propagował w głąb materiału. Zestawienie krzywych cyklicznego i monotonicznego rozciągania w podwyższonej temperaturze pokazuje wyraźnie, że obciążenia cykliczne powodują jego cykliczne umocnienie w temperaturze 100°C i 200°C, natomiast w 300°C - osłabienie.

Do opisu prognozowania trwałości zmęczeniowej w podwyższonej temperaturze wykorzystano te same zależności co w przypadku temperatury pokojowej. Okazało się, że wartości parametrów A_{σ} i n_{σ} proponowanego modelu wyraźnie zależą od temperatury i od czasu przebywania w tej temperaturze. Przedstawiono więc proste zależności pozwalające na wyznaczenie wspomnianych parametrów w różnej temperaturze. Przykładowe wyniki prognozowania trwałości zmęczeniowej materiału wyjściowego w 200°C i 300°C przedstawiono na rysunku 7.

Kolejny etap prac stanowiły badania eksperymentalne i teoretyczne stopu EN-AW 2024 w złożonym stanie obciążenia. Miejsce próbek walcowych pełnych zastąpiły cienkościenne próbki rurkowe o średnicy wewnętrznej części pomiarowej 8mm i zewnętrznej 10 mm. Badania eksperymentalne z wykorzystaniem tych próbek przeprowadzono dla jednoosiowego rozciągania/ściskania, czystego skręcania, oraz proporcjonalnych obciążeń złożonych rozciąganie/ściskanie+skręcanie. Pomimo tego, że badania przy obciążeniach rozciąganie/ściskanie przeprowadzono już dla próbek walcowych pełnych, pojawiła się

konieczność powtórzenia tych badań dla próbek rurkowych. Wyniknęła ona z faktu, że w przypadku osiowych próbek rurkowych generowany jest płaski stan naprężenia. Natomiast w przypadku próbek pełnych – stan naprężenia może być przestrzenny. W procesie pełzania do zniszczenia oraz pełzania wstępnego w podwyższonej temperaturze związane to było z koniecznością stosowania innych wartości obciążeń niż w przypadku próbek walcowych pełnych. Proces pełzania wstępnego prowadzono w temperaturze 200°C do uzyskania odkształcenia ε_s =0.5% lub ε_t =2% i stałej sile 8.5kN, natomiast w temperaturze 300°C odpowiednio – ε_s =0.25% lub ε_t =2.5% i sile 2.8kN (por. Rysunek 2).



Rysunek 7. Zależność prognozowanej liczy cykli do zniszczenia N_{f_pred} od doświadczalnej N_f przy różnych wartościach amplitudy odkształcenia całkowitego ε_a dla materiału w temperaturze: a) 20°C, b) 300°C [D6].

Powierzchnia przełomów powstałych w wyniku pełzania do zniszczenia w 200°C ma wyraźnie charakter jednopłaszczyznowy. Płaszczyzna zniszczenia nachylona jest pod kątem około ±45°C do kierunku obciążenia. Widoczne są ewidentne pozostałości po ścinanych mostkach. Widok przełomu w środkowej części ścianki wskazuje na bardziej ciągliwy charakter pękania niż przy zewnętrznej i wewnętrznej powierzchni. W obszarze bliskim powierzchni zewnętrznej można zaobserwować pęknięcia wtórne. W przypadku próbek po testach pełzania w 300°C widoczne są pozostałości po rozciąganych w kierunku działania obciążenia porach. W chwili zniszczenia mostki były rozrywane w płaszczyźnie prostopadłej do osi próbki. Brak jest tu wyraźnych śladów ścinania. Świadczy to o decydującym wpływie maksymalnych naprężeń normalnych na zniszczenie materiału.

Badania niskocyklowego zmęczenia stopu wyjściowego oraz predeformowanego w zakresie obciążeń złożonych prowadzono zgodnie z normą ASTM E2207-15. Podobnie jak w przypadku wcześniejszych badań próbek walcowych pełnych stosowano częstotliwość f = 0.2Hz, oraz sterowanie amplitudą całkowitego odkształcenia liniowego ε_a i postaciowego γ_a przy współczynnikach asymetrii cyklu $R_{\varepsilon}=R_{\gamma}=-1$. W przypadku prostego rozciągania/ściskania przeprowadzono testy dla pięciu różnych wartość amplitudy odkształcenia wzdłużnego całkowitego ε_a : 0.02, 0.01, 0.008, 0.005, 0.0035. Podobnie dla

przypadku czystego skręcania dla następujących wartości amplitudy odkształcenia postaciowego całkowitego γ_a : 0.014, 0.01, 0.008, 0.006, 0.004 (lub 0.005). Proces zmęczenia realizowano przy wykorzystaniu systemu MTS 858 Mini Bionix. Do zadawania odkształceń osiowych i skrętnych (przemieszczenia i kąta skręcenia bazy pomiarowej) zastosowano dwuosiowy ekstensometr dynamiczny MTS 632.80F-04 o bazie 25mm i zakresie pomiarowym -0.5mm oraz +1.2mm dla odkształceń osiowych i $\pm 5^{\circ}$ dla skręcania. W pracy [D7] przedstawiono wyniki analizy wpływu wstępnych odkształceń pełzaniowych na zachowanie się materiału podczas jednoosiowego niskocyklowego rozciągania/ściskania oraz czystego skręcania. Przed przystąpieniem do badań zmęczeniowych wyznaczono charakterystyki monotoniczne materiału wyjściowego oraz predeformowanego podczas testów rozciągania oraz skręcania (Rysunek 8). Charakterystyki te zostały później wykorzystane w opisie procesu zmęczenia oraz modelowaniu wzrostu uszkodzeń. Ponieważ tradycyjne ekstensometry skrętne charakteryzują się niewielkim zakresem pomiarowym w testach skręcania do zniszczenia wykorzystano system cyfrowej korelacji obrazu Aramis 3D 4M. Pozwoliło to na rejestrację kąta skręcenia w szerokim zakresie.



Rysunek 8. Nominalne krzywe monotonicznego rozciągania (a) oraz skręcania (b) dla materiału wyjściowego oraz materiału z różną predeformacją [D7].

Wyniki testów monotonicznych pokazały, że sztywność (w zakresie sprężystym) stopu predeformowanego w stosunku do wyjściowego zarówno przy skręcaniu jak i przy rozciąganiu pozostaje na zbliżonym poziomie. Wartość granicy plastyczności σ_y oraz wytrzymałości doraźnej σ_u zmienia się zwłaszcza dla stopu z predeformacją w 300°C. Zmiana ta jest najwyraźniej widoczna dla σ_y i wynosi 44% dla odkształcenia na poziomie ε_s i aż 55% na poziomie ε_i . Zwraca uwagę fakt, że w przypadku wstępnych odkształceń ε_i w temperaturze 200°C materiał umacnia się początkowo nieznacznie (σ_y , τ_y wzrastają), a następnie osłabia (σ_u , τ_u maleją). Może to być wynikiem dwóch przeciwstawnych procesów. Z jednej strony umocnienie materiału na skutek silnych odkształceń plastycznych oraz związanej z nimi migracji i blokowania się dyslokacji na granicach ziaren. Z drugiej zaś strony – osłabienie materiału związane z nukleacją i wzrostem mikropustek w materiale oraz rozrywaniem i ścinaniem mostków między nimi.

W analizie wyników badań zmęczeniowych wykorzystano między innymi równanie Mansona-Coffina-Basquina oraz równanie Ramberga-Osgooda. W przypadku cyklicznego rozciągania/ściskania uzyskano poprawę trwałości zmęczeniowej w obszarze zdominowanym przez odkształcenia plastyczne w stosunku do materiału wyjściowego (Rysunek 9). W obszarze gdzie odkształcenia te były znikome nastąpiło pogorszenie trwałości. Zmniejszenie trwałości w obszarze wysokocyklowym i zwiększenie w niskocyklowym następuje ze znaczącym spadkiem amplitudy naprężenia i poprawą cyklicznych właściwości plastycznych (Rysunek 10).



Rysunek 9. Przykładowe krzywe trwałości zmęczeniowej dla cyklicznie zmiennego rozciągania/ściskania próbek rurkowych: a) materiał wyjściowy, b) materiał z predeformacją $\varepsilon_{\rm r}$ =2.5% w 300°C [D7].



Rysunek 10. Ustabilizowane pętle histerezy dla pięciu różnych wartości ε_a (0.02, 0.01, 0.008, 0.005, 0.0035) uzyskane dla cyklicznie zmiennego rozciągania/ściskania: a) materiał wyjściowy, b) materiał z predeformacją $\varepsilon_i=2.5\%$ w 300°C [D7].

Jest to szczególnie zauważalne dla stopu z predeformacją w 300° C, gdzie spadek wspomnianej wytrzymałości jest dwukrotny. Zasadniczej zmianie ulega także przejściowa liczba cykli N_t , która wzrasta nawet kilkunastokrotnie. Badania przeprowadzone na próbkach walcowych pełnych pokazały zbliżone prawidłowości jednak z innym nasileniem. Wyników

tych badań nie sposób jednak porównywać na co zwracano uwagę wcześniej. W przypadku materiału bez predeformacji dla dużych odkształceń następuje znaczące umocnienie już w drugim cyklu obciążenia. Wyraźnie zaznacza się tu zmiana odkształcenia plastycznego w kolejnych cyklach obciążenia. Proces umacniania się materiału bez predeformacji zachodzi dużo wolniej przy mniejszych wartościach zmiennej sterującej ε_a . Jednocześnie, procentowa zmiana odkształcenia plastycznego w tym przypadku jest znacznie większa. W przypadku stopu odkształconego wstępnie na poziomie $\varepsilon = 0.25\%$ w temperaturze 300°C można zauważyć wyraźne podwyższenie cyklicznej granicy plastyczności zwłaszcza przy mniejszych odkształceniach. Maksymalne wartości naprężeń pozostają tu praktycznie na stałym poziomie. Brak tu też wyraźnej zmiany odkształcenia plastycznego. Z kolei dla większego odkształcenia wstępnego w tej samej temperaturze obserwujemy zarówno wzrost cyklicznej granicy plastyczności jak i maksymalnych naprężeń w kolejnych cyklach obciążenia. Dokonano także analizy makro- i mikroskopowej powierzchni przełomów zmęczeniowych. W każdym przypadków płaszczyzna zniszczenia dla materiału wyjściowego nachylona była pod kątem zawierającym się w przedziale 42°-48° do kierunku obciążenia. Zaobserwowano, że w przypadku małych wartości obciążenia inicjacja pęknięcia najczęściej następowała na zewnętrznej powierzchni próbki. Powstające pęknięcie propagowało w głąb materiału prowadząc ostatecznie do uzyskania złomu rozdzielczego. Dla małych wartości zmiennej sterującej zauważono różnice między częścią powierzchni przełomu leżącej w centralnym obszarze ścianki (region centralny), a częścią bliską zewnętrznej i wewnętrznej powierzchni próbki (region zewnętrzny). Zdjęcia tych obszarów zostały przedstawione wraz ze szczegółowym opisem mechanizmu pękania w pracy [D7].

Do opisu zachowania się materiału w zakresie niskocyklowych obciążeń skrętnych, podobnie jak jednoosiowego rozciągania/ściskania wykorzystano między innymi równanie Mansona-Coffina-Basquina oraz Ramberga-Osgooda. Największe zmiany we właściwościach cyklicznych związane są z predeformacją w temperaturze 300°C (Rysunek 11).



Rysunek 11. Krzywe trwałości zmęczeniowej dla czystego skręcania: a) materiał wyjściowy, b) materiał z predeformacją $\varepsilon_i=2.5\%$ w 300°C [D7].

W wyniku pełzania w podwyższonej temperaturze nastąpiła znacząca poprawa trwałości zmęczeniowej (przy zadanej amplitudzie odkształcenia) w stosunku do materiału wyjściowego w obszarze dominacji odkształceń plastycznych. W odróżnieniu od obciążeń osiowych poprawie uległa także trwałość w obszarze zdominowanym przez odkształcenia sprężyste. W przypadku stopu z predeformacją w 200°C dla najmniejszych odkształceń następuje nieznaczna poprawa trwałości niezależnie od poziomu odkształceń wstępnych. Dla najmniejszych wartości zmiennej γ_a i małych wartości odkształcenia wstępnego trwałość wzrasta prawie czterokrotnie - odwrotnie niż w przypadku obciążeń osiowych. Materiał wyjściowy wykazuje tendencję do wyraźnego cyklicznego umacniania się analogicznie do przypadku obciążeń osiowych. Umocnienie to jest znacząco większe niż w przypadku rozciągania/ściskania – podobnie do materiału z predeformacją w 200°C na poziomie odkształcenia $\varepsilon_s=0.5\%$. Natomiast w przypadku większego odkształcenia $\varepsilon_t=2\%$ następuje osłabienie materiału dużo większe w porównaniu z obciążeniami osiowymi. W przypadku stopu z predeformacją w 300°C na poziomie ε_t =2.5% umacnia się on analogicznie do przypadku obciążeń osiowych. Natomiast dla odkształcenia wstępnego $\varepsilon_s=0.25\%$ mamy zauważalne osłabienie - odwrotnie niż w przypadku rozciągania/ściskania. Podobnie jak w przypadku obciążeń osiowych zmianom trwałości zmęczeniowej towarzyszy spadek amplitudy naprężenia i poprawa cyklicznych właściwości plastycznych (Rysunek 12).



Rysunek 12. Ustabilizowane petle histerezy dla pięciu różnych wartości γ_a (0.014, 0.01, 0.008, 0.006, 0.004) uzyskane dla cyklicznie zmiennego rozciągania/ściskania: a) materiał wyjściowy, b) materiał z predeformacją ε_i =2.5% w 300°C [D7].

Zachowanie się materiału podczas niskocyklowych obciążeń skrętnych nie jest identyczne jak w przypadku obciążeń osiowych (rozciąganie/ściskanie) pomimo, że materiał wyjściowy wykazuje tendencję do wyraźnego cyklicznego umacniania się. Umocnienie dla odkształcenia γ_a =0.014 wynosi 24% (ok. 24MPa) a więc jest znacząco większe niż w przypadku rozciągania/ściskania – podobnie do materiału z predeformacją w 200°C na poziomie odkształcenia ε_s =0.5%. Natomiast w przypadku większego odkształcenia ε_t =2% następuje osłabienie materiału dużo większe w porównaniu z obciążeniami osiowymi. Dla γ_a =0.014 wynosi ono około 14% (34MPa). W przypadku materiału z predeformacją w 300°C na poziomie ε_t =2.5% umacnia się on analogicznie do przypadku obciążeń osiowych. Natomiast dla odkształcenia wstępnego ε_s =0.25% mamy zauważalne osłabienie – odwrotnie niż w przypadku rozciągania/ściskania.

Największe zmiany we właściwościach cyklicznych związane są z predeformacją w temperaturze 300°C. W wyniku pełzania w podwyższonej temperaturze nastąpiła znacząca poprawa trwałości zmęczeniowej (przy zadanej amplitudzie odkształcenia) w stosunku do materiału wyjściowego w obszarze dominacji odkształceń plastycznych. Należy zwrócić uwagę, że w odróżnieniu od obciążeń osiowych poprawie uległa także trwałość w obszarze zdominowanym przez odkształcenia sprężyste. Dla zmiennej sterującej γ_a =0.014 liczba cykli do zniszczenia dla materiału z predeformacją $\varepsilon_t=2.5\%$ w temperaturze 300°C wzrasta w stosunku do materiału pozbawionego predeformacji czterokrotnie. Z kolei dla wartości zmiennej $\gamma_a=0.004$ liczba ta także wzrasta choć nieznacznie (ok. 7%). Natomiast w przypadku odkształcenia wstępnego $\varepsilon_s=0.25\%$ dla $\gamma_a=0.014$ trwałość wzrasta dwukrotnie podobnie jak dla $\gamma_a=0.004$. W przypadku materiału z predeformacją w 200°C dla najmniejszych odkształceń następuje nieznaczna poprawa trwałości niezależnie od poziomu odkształceń wstępnych. Natomiast dla najmniejszych wartości zmiennej γ_a i małych wartościach odkształcenia wstępnego trwałość wzrasta prawie czterokrotnie - odwrotnie niż w przypadku obciążeń osiowych. Dla większych wartości odkształcenia wstępnego trwałość maleje o około 18%.

Podobnie jak do przypadku obciążeń osiowych zmiany trwałości zmęczeniowej następują ze znaczącym lub nieznacznym spadkiem amplitudy naprężenia i poprawą cyklicznych właściwości plastycznych. Dotyczy to zwłaszcza stopu z predeformacją w 300°C. Następuje także zasadnicza zmiana przejściowej liczby cykli $N_{\rm t}$, która wzrasta od wartości 250 dla materiału bez predeformacji do ok. 1900 dla materiału z predeformacją na poziomie $\varepsilon_{\rm s}$ =0.25% i ok. 5700 dla materiału z predeformacją na poziomie $\varepsilon_{\rm s}$ =2.5%. W przypadku wstępnych odkształceń pełzaniowych w 200°C następuje zmniejszenie wytrzymałości zmęczeniowej materiału z predeformacją na poziomie $\varepsilon_{\rm s}$ =0.5% tylko w obszarze zdominowanym przez odkształcenia plastyczne. Z kolei dla predeformacji $\varepsilon_{\rm s}$ =0.5% wytrzymałość ta maleje minimalnie – odwrotnie niż w przypadku cyklicznego rozciągania/ściskania. Największe różnice dotyczą przejściowej liczby cykli $N_{\rm t}$. Maleje ona w stosunku do liczby przejściowej dla materiału wyjściowego do wartości 200 cykli dla $\varepsilon_{\rm s}$ =0.5% i wzrasta do 600 dla $\varepsilon_{\rm f}$ =2%.

Analogicznie do przypadku cyklicznego rozciągania/ściskania pętle uzyskane dla materiału z predeformacją w temperaturze 300°C w warunkach cyklicznego symetrycznego skręcania charakteryzują się znacznie dłuższą fazą plastycznego płynięcia niż w pozostałych przypadkach. Zasadnicze znaczenie dla kształtu pętli ma też wartość odkształcenia wstępnego a tym samym czas przebywania w podwyższonej temperaturze. Przykładowo wartości naprężeń odpowiadające maksymalnemu odkształceniu dla pętli uzyskanych w temperaturze 300°C i odkształceniom $\varepsilon_s=0.25\%$ oraz $\varepsilon_t=2.5\%$ oraz zmiennej sterującej $\gamma_a=0.014$ różnią się o ok. 28 MPa, tj. o 21%. W przypadku wartości amplitudy odkształcenia $\gamma_a=0.01$ różnica ta wynosi ok. 39 MPa (33%). Z kolei pętle odpowiadające temperaturze predeformacji wynoszącej 200°C dla zmiennej $\gamma_a=0.014$ różnią się o ok. 25 MPa (11%), zaś

23

dla γ_a =0.01 – 16 MPa (8%). Obciążenia cykliczne dla zmiennych sterujących γ_a =0.008 oraz γ_a =0.004 powodują powstanie znaczących odkształceń plastycznych jedynie dla próbek poddanych wcześniej większym odkształceniom wstępnym w temperaturze 300°C.

Zaobserwowano ciekawą tendencję jeśli chodzi o orientację płaszczyzny inicjacji i płaszczyzny propagacji pęknięcia dla cyklicznie zmiennego skręcania. Inicjacja następowała zawsze w płaszczyźnie maksymalnych odkształceń postaciowych γ_{max} , tj. prostopadle lub równolegle do osi próbki (Rysunek 13). Dla dużych wartości zmiennej γ_a była to płaszczyzna równoległa natomiast dla mniejszych – prostopadła do osi. Propagacja odbywała się początkowo także w tym kierunku. Potem następowała jej bifurkacja i to z obu wierzchołków pod kątem 45°. Kąt ten, dla czystego ścinania określa położenie płaszczyzny maksymalnych naprężeń normalnych. To te właśnie naprężenia decydują o dalszej propagacji odgałęzienia. Wyniki szczegółowej analizy obrazów mikro- i makroskopowych przełomów próbek przedstawiono w pracach [D7] i [D8] oraz na międzynarodowej konferencji *X-th International Conference on Engineering Failure Analysis, 7-10.07.2024, Athens, Greece.*



Rysunek 13. Położenie płaszczyzny inicjacji i propagacji pęknięcia w przypadku cyklicznie zmiennych obciążeń skrętnych: a) dla małych wartości amplitudy γ_a , b) dla dużych wartości amplitudy γ_a [D8].

Wyniki przedstawionych badań dotyczą próbek wykonanych z prętów wyciskanych o wyraźnie ukierunkowanych, długich i wąskich ziarnach. W procesie wstępnej deformacji podczas pełzania ziarna jeszcze bardzie się wydłużają. Jednocześnie rozrastają się na skutek podwyższonej temperatury. Następuje oczywiście także proces rekrystalizacji zwłaszcza w 300°C. W efekcie granice między długimi ziarnami moga ulec ścieciu na skutek działania wspomnianych naprężeń stycznych także przy mniejszych obciążeniach skrętnych (Rysunek 14) co jest efektem koalescencji porów wzdłuż granic ziaren. To zaś stanowi przyczynek do inicjacji makropęknięcia. W pracy [D8] przedstawiono wyniki badań wpływu predeformacji pełzaniowej na trwałość zmęczeniowa badanego stopu zarówno dla niskocyklowych obciążeń jednoosiowych (rozciąganie/ściskanie oraz czyste skręcanie), jak również proporcjonalnych obciążeń złożonych. Złożone obciążenia realizowano dla kombinacji rozciągania/ściskania oraz skręcania. Stosowano przy tym takie same wartości amplitudy całkowitych odkształceń liniowych i postaciowych $\varepsilon_a = \gamma_a$ (0.009, 0.0075, 0.006, 0.0045, 0.003). Aby móc porównywać wyniki uzyskane dla trzech różnych przypadków obciążenia wykorzystano wartości ekwiwalentne naprężeń σ_{eq} i odkształceń ε_{eq} zgodnie z hipotezą Hubera-von Misesa-Hencky'ego dla płaskiego stanu naprężenia.



Rysunek 14. Widok SEM przykładowej powierzchni przełomu uzyskanego w wyniku cyklicznie zmiennego skręcania dla materiału z predeformacją ε_t =2.5% w 300°C i zmiennej sterującej γ_a =0.014 [D8].

Ostatecznie określono więc naprężenia i odkształcenia ekwiwalentne dla trzech wariantów obciążeń: rozciąganie/ściskanie ($\gamma_a/\varepsilon_a=0$), czyste skręcanie ($\gamma_a/\varepsilon_a=\infty$) oraz rozciąganie/ściskanie + skręcanie ($\gamma_a/\varepsilon_a=1$). Odpowiednie charakterystyki zmęczeniowe jak np. krzywa trwałości Mansona-Coffina-Basquina czy krzywą cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda zapisano w ujęciu ekwiwalentnym. Rysunek 15 przedstawia krzywe trwałości dla materiału wyjściowego oraz materiału z predeformacją $\varepsilon_t=2.5\%$ w 300°C dla trzech różnych rodzajów obciążeń.



Rysunek 15. Krzywe trwałości zmęczeniowej dla obciążeń prostych i złożonych: a) materiał wyjściowy, b) materiał z predeformacją ε_t =2.5% w 300°C [D8].

W przypadku proporcjonalnych obciążeń złożonych zaobserwowano poprawę trwałości (przy zadanej amplitudzie obciążenia) jedynie dla stopu z predeformacją w 300°C i tylko dla

największej wartości zmiennej sterującej ε_a^{eq} . Dla materiału z predeformacją w 200°C na obu poziomach odkształcenia i najmniejszej wartości zmiennej ε_{a}^{eq} liczba cykli do zniszczenia zmniejsza się około trzykrotnie. Z kolei w przypadku predeformacji w 300°C trwałość maleje ośmiokrotnie dla $\varepsilon_s=0.25\%$ i osiemnastokrotnie dla $\varepsilon_t=2.5\%$. Tak inne zachowanie stopu w przypadku obciążeń złożonych w porównaniu z jednoosiowymi wiąże się głównie z wpływem odkształceń postaciowych na właściwości stopu w kierunku osi próbki i odwrotnie. Można to wyraźnie zaobserwować analizując kształt pętli histerezy $\tau = \tau(\gamma)$ uzyskanych podczas obciążeń złożonych oraz podczas czystego skręcania dla przykładowej tej samej wartości wymuszenia γ_a (Rysunek 16). Przy czystym skręcaniu, dla wspomnianej wartości wymuszenia, znaczące odkształcenia plastyczne pojawiają się dopiero w przypadku materiału z predeformacją w 300°C. W pozostałych przypadkach pętle mają kształt pokrywających się odcinków linii prostej (dla obciażenia i odciażenia). Z kolej dla obciażeń złożonych powstaja wyraźne pętle zarówno dla stopu wyjściowego, jak i dla stopu z różną predeformacją. Jest to wynikiem wcześniejszego uplastycznienia się materiału w wyniku obciążeń złożonych w porównaniu z czystym skręcaniem. Warto wspomnieć, że opisany wyżej efekt może być wykorzystywany w różnych procesach technologicznych kształtowania elementów konstrukcyjnych. Przykładem może być proces gięcia rur na zimno gdzie jednoczesne skręcanie obniża znacznie wartość siły stosowanych w procesie.



Rysunek 16. Ustabilizowane pętle histerezy $\sigma=\sigma(\varepsilon)$ i $\tau=\tau(\gamma)$ – dla obciążeń złożonych (linia kropkowa) przy zmiennych sterujących $\varepsilon_a=\gamma_a=0.006$, $\tau=\tau(\gamma)$ – dla czystego skręcania przy tej samej wartości γ_a (linia kreskowa), $\sigma_a^{eq} = \sigma_a^{eq} \left(\varepsilon_a^{eq}\right)$ – dla obciążeń złożonych (linia kropkowa) przy zmiennych sterujących $\varepsilon_a=\gamma_a=0.006$: a) materiał wyjściowy, b) materiał z predeformacją $\varepsilon_t=2.5\%$ w 300°C [D8].

Znamienne jest to, że maksymalne wartości pętli $\sigma = \sigma(\varepsilon)$ nie są osiągane w tym samym czasie co maksymalne wartości pętli $\tau = \tau(\gamma)$. Takie przesunięcie dotyczy wszystkich wartości amplitud $\gamma_a = \varepsilon_a$, również mniejszych, jednak w miarę zmniejszania się ich wartości przesuniecie to się zmniejsza. Wynika to z faktu wspomnianego już osiągnięcia przez naprężenia ekwiwalentne granicy plastyczności. Skutkuje między innymi długą fazą plastycznego płynięcia w kierunku działania naprężeń stycznych. Podczas gdy naprężenia normalne wciąż wzrastają, naprężenia styczne mogą pozostawać na niezmienionym poziomie lub wręcz nieco się obniżają. Wspomniany etap plastycznego płynięcia jest szczególnie długi w przypadku stopu z predeformacją w 300°C. Co więcej, wartość naprężeń stycznych praktycznie nie zmienia się tu niezależnie od amplitudy wymuszenia. Zwiększenie wstępnych odkształceń oraz temperatury, w której były one realizowane powoduje zasadniczy wzrost ciągliwości materiału przy jednoczesnym zmniejszeniu wytrzymałości. Dokonano także analizy ewolucji maksymalnych naprężeń normalnych σ_{max} i stycznych τ_{max} w kolejnych cyklach obciążenia. Szczególnie interesująca sytuacje zaobserwowano w przypadku stopu z większą predeformacją w 300°C. Naprężenia σ_{max} wzrastały sugerując umocnienie materiału w kierunku osi próbki, natomiast τ_{max} – malały. Dopiero określenie maksymalnych wartości ekwiwalentnych w każdej z pętli pozwoliło stwierdzić, że mamy do czynienia z nieznacznym umocnieniem materiału.

Analiza przełomów zmęczeniowych w przypadku złożonych stanów obciążenia pokazała, że orientacja płaszczyzny inicjacji pęknięcia pokrywa się z płaszczyzną maksymalnych odkształceń postaciowych. Jej położenie określa krytyczna wartość α_c kąta α opisującego odchylenie od kierunku osi próbki [50]:

$$\tan 4\alpha_{\rm c} = \frac{2\lambda \left(1 + \nu_{\rm eq}\right)\cos\varphi}{\left(1 + \nu_{\rm eq}\right)^2 - \lambda^2},\tag{9}$$

gdzie φ jest kątem przesunięcia fazowego miedzy zmienną sterującą γ_a i ε_a , zaś współczynnik dwuosiowości obciążenia $\lambda = \Delta \gamma / \Delta \varepsilon$. W przypadku czystego rozciągania/ściskania kąt inicjacji wynosił 0° czyli płaszczyzna krytyczna pokrywała się z płaszczyzną maksymalnych odkształceń głównych ε_1 (naprężeń głównych σ_1). Dla czystego skręcania płaszczyzna inicjacji nachylona była do kierunku osi próbki pod kątem 0° lub 90°. W przypadku proporcjonalnych obciążeń złożonych zrealizowanych w niniejszej pracy kąt orientacji płaszczyzny krytycznej zmienia się w zakresie od 17.6° do 18.4° w zależności od wartości wymuszenia kinematycznego $\gamma_a = \varepsilon_a$. Płaszczyzna dalszej propagacji szczeliny zmienia się i ostatecznie zniszczenie następuje w płaszczyźnie działania maksymalnych odkształceń normalnych (głównych) ($\alpha_c=0^\circ$). Obrazowanie SEM wykazało, że w przypadku materiału wyjściowego i małych wartości zmiennych sterujących $\gamma_a = \varepsilon_a$ powierzchnia przełomu jest mało zróżnicowana. Większą jej część zajmują pozostałości po niewielkich rozmiarów równoosiowych porach. Nie zauważono tu wyraźnej tendencji do łączenia się mniejszych porów ze sobą ze względu na niewielkie wartości amplitudy obciążenia. Wskazuje to na brak znaczących odkształceń plastycznych. Przełomy uzyskane dla stopu wyjściowego przy dużych wartościach $\gamma_a = \varepsilon_a$ wykazują znacznie większy udział obszarów zdominowanych przez odkształcenia normalne. W tym regionie zauważalna jest wyraźna tendencja do łączenia się mniejszych porów ze sobą na skutek zrywania mostków między nimi. Obszary zdominowane przez naprężenia tnące charakteryzują się niewielką ilością pozostałości po pojedynczych porach. Nie są one silnie zdeformowane w kierunku działania naprężeń stycznych. Świadczy to o gwałtownym ścięciu w jednym z ostatnich cykli obciążenia. Całkowicie odmienny charakter reprezentuja przełomy uzyskane dla materiału z wiekszą predeformacja w 300°C. Dla małych amplitud obciążenia większa część powierzchni przełomu pokryta jest prążkami zmęczeniowymi. Pękanie miało charakter transkrystaliczny. Kierunek propagacji pęknięć w

poszczególnych blokach ziaren, a nawet pojedynczych ziarnach, różni się nieco od siebie. Kierunek pęknięcia pierwotnego pozostawał jednak niezmienny. Zbliżona odległość między poszczególnymi prążkami zmęczeniowymi wskazuje na obszar stabilnego wzrostu pęknięcia. W przypadku większej amplitudy wymuszenia powierzchnia przełomu ukazuje dwa obszary o różnym charakterze. W obrębie obszaru zajmującego przeważającą część przekroju, widoczne są pozostałości po nielicznych porach, często zawierające wydzielenia o ostrych krawędziach. Dominujący mechanizm zniszczenia związany był tu z działaniem naprężeń tnących. Znacznie mniejszą część przekroju zajmuje obszar pokryty wyraźnymi prążkami zmęczeniowymi. Odległość między prążkami zwiększa się w kierunku propagacji pęknięcia. Sytuacja taka ma miejsce do momentu gwałtownego ścięcia materiału w jednym z ostatnich cykli.

Wyniki zmęczeniowych badań eksperymentalnych dla czystego skręcania wyraźnie pokazały, że o zniszczeniu decydują maksymalne naprężenia styczne oraz odkształcenia postaciowe. Pozwoliło to na sformułowanie modelu kumulacji uszkodzeń, w którym przyrost zmiennej stanu uszkodzenia d ω_{LCF} uzależniono od bieżącej wartości naprężeń stycznych τ oraz przyrostu plastycznych odkształceń postaciowych d γ_{p} :

$$d\omega_{\rm LCF} = A_{\tau} \left(\frac{|\tau|}{\tau_{\rm c}} \right)^{n_{\tau}} \left| d\gamma_{\rm p} \right| \qquad dla \qquad \tau d\gamma_{\rm p} > 0 \,. \tag{10}$$

przy czym τ_c jest stycznym naprężeniem niszczącym dla materiału nieuszkodzonego, zaś A_{τ} i n_{τ} – parametrami materiałowymi. Założono przy tym, że wzrost uszkodzeń następuje tylko na odcinkach *AB* i *CD* (Rysunek 17).



Rysunek 17. Schematyczne przedstawienie zakresów cyklu obciążenia, w których następuje kumulacja uszkodzeń wywołanych skręcaniem: a) przykładowa pętla histerezy $\tau = \tau(\gamma)$, b) przebieg pojedynczego cyklu obciążenia w czasie [D9].

Zakładając, że w pojedynczym cyklu obciążenia plastyczne odkształcenia postaciowe zmieniają się od wartości γ_{pmin} do wartości γ_{pmax} oraz przyjmując równanie Ramberga-Osgooda dla naprężeń stycznych przyrost uszkodzeń wyniesie:

$$\Delta \omega_{\rm LCF} = A_{\tau} \left(\frac{K'}{\tau_{\rm c}}\right)^{n_{\tau}} \int_{\gamma_{\rm pmin}}^{\gamma_{\rm pmax}} \left|\gamma_{\rm p}\right|^{n'n_{\tau}} d\gamma_{\rm p}.$$
(11)

przy czym K', n' są parametrami w równaniu Ramberga-Osgooda. Wprowadzając amplitudę odkształcenia postaciowego plastycznego γ_{ap} dla cykli symetrycznych:

$$\gamma_{\rm pmax} = \left| \gamma_{\rm pmin} \right| = \gamma_{\rm ap} \,. \tag{12}$$

W pojedynczym cyklu otrzymamy ostatecznie:

$$\Delta \omega_{\rm LCF} = \frac{2A_{\rm \tau}}{n'n_{\rm \tau} + 1} \left(\frac{K'}{\tau_{\rm c}}\right)^{n_{\rm \tau}} \left(\gamma_{\rm ap}\right)^{\left(n'n_{\rm \tau} + 1\right)}.$$
(13)

Wykorzystując kryterium pękania $\omega_{LCF}=1$ oraz zakładając, że w każdym cyklu obciążenia materiał uszkadza się tak samo:

$$\gamma_{\rm ap} = C^m \left(N_{\rm f} \right)^m, \tag{14}$$

przy czym:

$$C = \frac{2A_{\tau}}{n'n_{\tau} + 1} \left(\frac{K'}{\tau_{c}}\right)^{n_{\tau}} \quad \text{oraz} \quad m = -\frac{1}{n'n_{\tau} + 1}.$$
 (15)

Powyższe zależności pozwalają na prognozowanie wzrostu uszkodzeń oraz trwałości zmęczeniowej materiału bez uwzględnienia uszkodzeń wywołanych pełzaniem. W przypadku stopu, który najpierw poddany był procesowi pełzania, a następnie procesowi zmęczenia całkowite uszkodzenie należy określać zgodnie z równaniem (8). Wyniki prognozowania trwałości zmęczeniowej materiału wyjściowego raz materiału z różną predeformacją przedstawiono na rysunku 18 w formie zależności prognozowanej liczby cykli N_{f pred} od liczby Nf uzyskanej w doświadczeniu. Prezentowany model pozwala określać trwałość atopu w wyniku cyklicznie zmiennych obciążeń skrętnych. Dotyczy to zarówno materiału wyjściowego jak i materiału z różną predeformacją wywołana pełzaniem. Wykorzystuje on jedynie dwa parametry A_{τ} i n_{τ} , które stanowią kombinację, klasycznych parametrów niskocyklowego zmęczenia takich jak K', n', γ'_f, c . W odróżnieniu od zależności Mansona-Coffina wykorzystującego część tych parametrów model pozwala także na określenie stanu uszkodzenia materiału w dowolnym etapie trwałości. Jest to niezwykle istotne zwłaszcza w przypadkach kiedy materiał będzie poddawany po procesie zmęczenia innym rodzajom obciążeń. Zaproponowany model oraz jego weryfikacja zostały szczegółowo opisane w pracy [D9] oraz przedstawione na międzynarodowej konferencji 26th International Congress of Theoretical and Applied Mechanics, 25-30.08.2024, Daegu, South Korea.



Rysunek 18. Prognozowana $N_{f_{pred}}$ i doświadczalna N_{f} liczba cykli dla materiału z predeformacją w: a) 200°C, b) 300°C z 50% i 100% pasmem rozrzutu [D9].

Wyniki badań eksperymentalnych oraz modelowania pozwoliły na sformułowanie uogólnionego modelu kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych dla obciążeń dwuosiowych. Założono, że przyrost zmiennej stanu uszkodzenia na płaszczyźnie fizycznej stanowi sumę przyrostów uszkodzeń wywołanych naprężeniami normalnymi (d ω_{σ}) i stycznymi (d ω_{τ}) na tej płaszczyźnie:

$$d\omega_{\rm LCF} = d\omega_{\rm LCF\sigma} + d\omega_{\rm LCF\tau} \,. \tag{16}$$

Pierwszy człon powyższej zależności określony jest równaniem:

$$d\omega_{\rm LCF\sigma} = \begin{cases} A_{\sigma} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{\rm c}}\right)^{n_{\sigma}} d\varepsilon_{\rm p} & \text{dla } \sigma > 0 \text{ i } d\varepsilon_{\rm p} > 0, \\ 0 & \text{dla } \sigma \le 0 \text{ lub } d\varepsilon_{\rm p} \le 0, \end{cases}$$
(17)

i zakłada, że uszkodzenia wzrastają tylko w rozciągającej części cyklu zmęczeniowego. Analogicznie do niego drugi człon można przedstawić w postaci:

$$d\omega_{\rm LCF\tau} = A_{\tau} \left(\frac{|\tau|}{\tau_{\rm c}}\right)^{n_{\tau}} |d\gamma_{\rm p}| \qquad dla \qquad \tau d\gamma_{\rm p} > 0.$$
⁽¹⁸⁾

W przypadku cyklicznego rozciągania/ściskania można założyć, że płaszczyzna fizyczna jest prostopadła do kierunku obciążenia. W przypadku czystego skręcania jest to płaszczyzna działania maksymalnych naprężeń tnących, a tym samym maksymalnych odkształceń postaciowych. Natomiast dla dowolnych kombinacji rozciągania/ściskania i skręcania należy wyznaczać orientacje płaszczyzny, na której uszkodzenia określone równaniem (16) są największe.

4.5. Podsumowanie

Przeprowadzone przeze mnie badania doświadczalne pełzania, a także niskocyklowego zmęczenia w warunkach jedno- i dwuosiowego stanu obciążenia, zarówno materiału wyjściowego jak i z predeformacja pełzaniową w podwyższonej temperaturze, pozwoliły na określenie parametrów krytycznych (wartość obciążenia, czas jego działania, liczba cykli obciążenia itp.) wywołujących proces pękania materiału. Przeprowadziłem także analizę zmian struktury stopu wywołanych pełzaniem oraz określiłem mechanizm pękania na podstawie analizy mikroskopowej przełomów.

Wyniki badań eksperymentalnych były podstawą opracowanego przeze mnie modelu obliczeniowego pozwalającego na prognozowanie wzrostu uszkodzeń oraz trwałości zmęczeniowej materiału w prostych i złożonych przypadkach obciążeń. Model ten został pozytywnie zweryfikowany doświadczalnie dla stopu aluminium EN-AW 2024. Dotyczy to zarówno stopu wyjściowego (pozbawionego uszkodzeń) jak i stopu posiadającego uszkodzenia powstałe w wyniku wstępnego pełzania w podwyższonej temperaturze. Dużą zaletą zaproponowanego modelu jest możliwość określenia stanu uszkodzenia materiału w dowolnym momencie życia zmęczeniowego elementu konstrukcyjnego oraz konieczność wyznaczenia jedynie czterech parametrów materiałowych. Monitorowanie stanu uszkodzenia elementów konstrukcyjnych poddanych tego rodzaju obciążeniom pozwoli na poprawę bezpieczeństwa eksploatacji całych konstrukcji oraz minimalizację czasu ich wyłączenia z użytkowania podczas ewentualnych przeglądów serwisowych i napraw.

Opisane w niniejszym rozdziale osiągnięcie naukowe stanową wkład w rozwój dyscypliny inżynieria mechaniczna. W ogólności osiągnięcie to polega na określeniu i opisaniu wpływu wstępnych odkształceń pełzaniowych uzyskanych w podwyższonej temperaturze na zachowanie się materiału pod wpływem obciążeń monotonicznych oraz cyklicznie zmiennych w prostych i złożonych stanach obciążenia. Na podstawie wyników badań eksperymentalnych sformułowano model teoretyczny pozwalający na prognozowanie trwałości zmęczeniowej stopu wyjściowego oraz stopu z różną historią wstępnych obciążeń termo-mechanicznych. Model ten został pozytywnie zweryfikowany dla stopu aluminium EN AW-2024.

Szczegółowe osiągnięcia stanowiące wkład w rozwój dyscypliny inżynieria mechaniczna można streścić jak niżej.

- 1. Określono charakterystyki pełzaniowe stopu EN-AW 2024 w temperaturze 100°C, 200°C i 300°C dla różnych wartości obciążeń wraz z opisem mechanizmów pękania.
- 2. Opracowano i zweryfikowano eksperymentalnie model wzrostu uszkodzeń w procesie osiowego pełzania do zniszczenia w podwyższonej temperaturze.
- 3. Wyznaczono podstawowe charakterystyki monotoniczne i zmęczeniowe materiału wyjściowego oraz materiału z różną historią predeformacji pełzaniowej. Określono wpływ tej predeformacji na właściwości monotoniczne i cykliczne stopu EN AW-2024, w prostych i złożonych przypadkach obciążeń niskocyklowych, a zwłaszcza wykazano, że:

- a) na skutek predeformacji podczas pełzania następuje poprawa trwałości zmęczeniowej (dla zadanej amplitudy odkształcenia) badanego stopu w zakresie dominacji odkształceń plastycznych. Dotyczy to zarówno rozciągania/ściskania jak i skręcania przy czym zaznacza się mniej wyraźnie w przypadku skręcania. Wzrost temperatury pełzania wstępnego oraz wzrost poziomu odkształcenia wstępnego w zadanej temperaturze poprawiają tę trwałość;
- b) w obszarze zdominowanym przez odkształcenia sprężyste trwałość zmęczeniowa wyraźnie zmalała w przypadku jednoosiowego rozciągania/ściskania. W przypadku cyklicznego skręcania trwałość w tym obszarze wzrosła za wyjątkiem przypadku materiału z predeformacją w 200°C na poziomie odkształcenia ε_i=2%;
- c) dla czystego rozciągania/ściskania oraz skręcania stop wyjściowy oraz stop z predeformacją na poziomie odkształcenia $\varepsilon_t=2\%$ wykazał tendencję do wyraźnego cyklicznego umacniania się. W przypadku predeformacji w 200°C na poziomie odkształcenia $\varepsilon_s=0.5\%$, następowało cykliczne osłabienie. Predeformacja w 300°C nie wpływała znacząco na cykliczne umocnienie lub osłabienie materiału zwłaszcza w przypadku czystego rozciągania/ściskania;
- d) w wyniku odkształceń wstępnych nastąpiło pogorszenie parametrów monotonicznych ($\sigma_y, \sigma_u, \tau_y, \tau_u$) w stosunku do materiału wyjściowego. Nie dotyczy to jednak materiału z większą predeformacją w 200°C gdzie granica plastyczności wzrastała jednak wytrzymałość na rozciąganie (skręcanie) malała. Było to efektem jednoczesnego umocnienia materiału na skutek silnych odkształceń plastycznych oraz osłabienia związanego z nukleacją i wzrostem mikropustek w materiale oraz niszczeniem mostków między nimi;
- e) w przypadku cyklicznego rozciągania/ściskania dominujący mechanizm pękania związany był z odrywaniem się matrycy od gruboziarnistych cząstek, wzrostem porów wokół nich oraz inicjacji mikropęknięcia w mostku na skutek jego kontaktu z ostrą krawędzią cząstki. W przypadku cyklicznie zmiennego skręcania następowało ścięcie matrycy wzdłuż granic ziaren w przypadku dużych odkształceń i w płaszczyźnie prostopadłej w przypadku małych;
- f) W przypadku proporcjonalnych obciążeń złożonych poprawę trwałości obserwujemy jedynie dla materiału z predeformacją w 300°C i tylko dla największej wartości zmiennej sterującej ε_{a}^{eq} . Orientacja płaszczyzny inicjacji pęknięcia pokrywa się z płaszczyzną maksymalnych odkształceń postaciowych.
- 4. Zaproponowano model kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych dla materiału wyjściowego oraz materiału z różną historią wstępnych odkształceń termo-mechanicznych. Model został pozytywnie zweryfikowany doświadczalnie dla stopu aluminium EN AW-2024 dla przypadku obciążeń jednoosiowego symetrycznego rozciągania/ściskania oraz skręcania.
- 5. Ten sam model został z powodzeniem wykorzystany do prognozowania trwałości zmęczeniowej materiału wyjściowego w podwyższonej temperaturze dla obciążeń jednoosiowych rozciąganie/ściskanie.

6. Ustalono, że za pomocą wstępnych odkształceń pełzaniowych można kształtować właściwości monotoniczne oraz cykliczne materiału i elementów konstrukcyjnych w zależności od ich przeznaczenia.

4.6. Spis cytowanej literatury (poza pracami przedstawionymi w puncie 4.1)

- [1] Mroziński S., Egner H., Piotrowski M., Effects of fatigue testing on low-cycle properties of P91 steel, *Int. J. Fatigue* 120, 2019, 65–72.
- [2] Moćko W., Grzywna P., Kowalewski Z.L., Radziejewska J., An influence of cyclic loading on the form of constitutive relationship for DP500 steel, *Mater. Des.* 103, 2016, 183-193.
- [3] Cao W., Yang J., Zhang H., Unified constitutive modeling of Haynes 230 including cyclic hardening/softening and dynamic strain aging under isothermal low-cycle fatigue and fatigue-creep loads, *Int. J. Plast.* 138, 2021, 102922
- [4] Utada S., Bortoluci Ormastroni L.M., Rame J., Villechaise P., Cormier J., VHCF life of AM1 Ni-based single crystal superalloy after pre-deformation, *Int. J. Fatigue*, 148, 2021, 106224.
- [5] Małecka J., Łagoda T., Głowacka K., Vantadori S., Influence of plastic deformations on both yield strength and torsional fatigue life of non-ferrous alloys, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 46, 2023, 2080–2095.
- [6] Chen Y., Zhou J., Liu Ch., Wang F., Effect of pre-deformation on the pre-corrosion multiaxial fatigue behaviors of 2024-T4 aluminum alloy, *Int. J. Fatigue* 108, 2018, 35– 46.
- [7] Ma L., Liu C, Ma M., Wang Z., Wu D., Liu L., Song M., Fatigue fracture analysis on 2524 aluminum alloy with the influence of creep-aging forming processes, *Materials* 15, 2022, 3244.
- [8] Yang D., Miao J., Zhang F., Fu Z., Liu Y., Effects of prebending radii on microstructure and fatigue performance of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy after creep age forming, *Metals* 9, 2019, 630.
- [9] Ponnusamy M., Pulla B.P., Sathish T., Karthikeyan S., Ravindran S., Pattanaik B., Subbiah R., Mechanical strength and fatigue fracture analysis on Al-Zn-Mg alloy with the influence of creep aging process, *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2021, 1899128.
- [10] Nagakawa J., Murase Y., Yamamot N., Fukuzawa T., Irradiation creep at 60°C in SUS 316 and its impact on fatigue fracture, J. Nucl. Mater. 283-287, 2000, 397-395.
- [11] Heath-Smith J.R., Kiddle F.E., Influence of ageing and creep on fatigue of structural elements in an Al 6% Cu alloy, in: Thermal and high strain fatigue, *Metals and metallurgy trust of the Institute of metals and the institution of metallurgists*, 1967, pp. 391–415.
- [12] Kiddle F.E., Influence of prior heat and creep on fatigue in structural elements of DTD 5014 (RR58) aluminium alloy, *Aeronautical Research Council, Current Papers*, No. 1375, Her Majesty's Stationery Office, 1977, London.
- [13] Abdollahi E., Chakherlou T.N., Experimental and numerical analyses of mean stress relaxation in cold expanded plate of Al-alloy 2024-T3 in double shear lap joints, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 42, 2019, 209–222.

- [14] Karakas O., Szusta J., Monotonic and low cycle fatigue behaviour of 2024-T3 aluminium alloy between room temperature and 300°C for designing VAWT components, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 39, 2016, 95–109.
- [15] Zhang Y., Ling J, Li H.-G., Luo X-Y, Ba Z-X. Effect of pre-deformation and artificial aging on fatigue life of 2198 Al-Li alloy, *Mater. Res. Express* 7, 2020, 046509.
- [16] Zhan L., Wu X., Wang X., Yang Y., Liu G., Xu Y., Effect of process parameters on fatigue and fracture behavior of Al-Cu-Mg alloy after creep aging, *Metals* 8, 2018, 298.
- [17] Kachanov L.M., *Introduction to continuum damage mechanics*, Martinus-Nijhoff, Dordrecht, 1986.
- [18] Rabotnov Y.N., Creep Problems in Structure Members; North-Holland: Amsterdam, 1969.
- [19] Norton F.H., *The creep of steel at high temperatures*; 1ed.; McGraw and Hill: New York, 1929.
- [20] Shlyannikov V., Tumanov A., Creep-fracture resistance parameters determination based on stress and ductility damage models, *Fatigue Fract. Eng Mater. Struct.* 41, 2018, 2110-2129.
- [21] Shlyannikov V., Tumanov A., Creep damage and stress intensity factor assessment for plane multi-axial and three-dimensional problems. *Int. J Sol. Struct.* 150, 2018, 166-183.
- [22] Hayhurst D.R., Creep-rupture under multiaxial state of stress, J. Mech. Phys. Solids 20, 1972, 381-390.
- [23] Liu Y., Murakami S., Damage localization of conventional creep damage models and proposition of a new model for creep damage analysis, *JSME Int. J, Ser. A* 41, 1998, 57– 65.
- [24] Murakami S., Liu Y., Mizuno M., Computational methods for creep fracture analysis by damage mechanics, *Comp. Methods Appl. Mech. Eng.* 183, 2000, 15-33.
- [25] Othman A.M., Hayhurst D.R., Dyson B.F., Skeletal point stresses in circumferentially notched tension bars undergoing tertiary creep modelled with physically based constitutive equations, *Proc. R. Soc. Lond. A* 441, 1993, 343–58.
- [26] Othman A.M., Dyson B.F., Hayhurst D.R., Lin J., Continuum damage mechanics modelling of circumferentially notched tension bars undergoing tertiary creep with physically-based constitutive equations, *Acta Metal. Mater.* 42, 1994, 597–611.
- [27] Kowalewski. Z.L., Hayhurst D.R., Dyson B.F., Mechanisms-based creep constitutive equations for an aluminium alloy, *J Strain Anal. Eng. Des.* 29, 1994, 309–16.
- [28] Nikbin K.M., Smith D.J., Webster G.A., Prediction of creep crack growth from uniaxial creep data, Proc. R. Soc. Lond. A 396, 1984, 183–97.
- [29] Yatomi M., Nikbin K.M., O'Dowd N.P. Creep crack growth prediction using a damage based approach, *Int. J Pressure Vessels Pip.* 80, 2003, 573–83.
- [30] Gao Z., Liu W., Li Q.H., Yue Z.F., Creep life assessment craze damage evolution of polyethylene methacrylate, *Adv. Polym. Technol.* 37, 2018, 3619–3628.
- [31] Rui S.-S., Shang Y.-B., Fan Y.-N., Han Q.-N., Niu L.-S., Shi H.-J., Hashimoto K., Komai N., EBSD analysis of creep deformation induced grain lattice distortion: A new method for creep damage evaluation of austenitic stainless steels, *Mater. Sci. Eng. A* 733, 2018, 329–337.

- [32] Wen Z., Zhang D., Li S., Yue Z., Gao J., Anisotropic creep damage and fracture mechanism of nickel-base single crystal superalloy under multiaxial stress, *J Alloys Comp.* 692, 2017, 301-312.
- [33] Pettinà M., Harrison R.W., Vandeperre L.J., Biglari F.R., Brown P., Lee W.L., Nikbin K., Diffusion-based and creep continuum damage modelling of crack formation during high temperature oxidation of ZrN ceramics, *J Eur. Ceram. Soc.* 36, 2017, 2341–2349.
- [34] Chaboche J.L., Anisotropic creep damage in the framework of continuum damage mechanics, *Nucl. Eng Des.* 79, 1984, 309–319.
- [35] Murakami S., Notion of continuum damage mechanics and its application to anisotropic creep damage theory, *J Eng Mater. Technol. ASME.* 105, 1983, 99–105.
- [36] Murakami, S.; Kawai M.; Rong H. Finite element analysis of creep crack growth by a local approach, *Int. J Mech. Sci.* **1988**, *30*, 491-502.
- [37] Ganczarski A., Skrzypek J., Application of the modified Murakami's anisotropic creepdamage model to 3D rotationally-symmetric problem, *Technische Mechanik* 21, 2001, 251-260.
- [38] Manson S.S., Behavior of materials under conditions of thermal stress, *National Advisory Committee for Aeronautics*, Report No. NACA TN-2933, 1954.
- [39] Coffin L.F., A study of the effect of cyclic thermal stresses on a ductile metal, *Trans. ASME* 76, 1954, 931–50.
- [40] O.H. Basquin, The exponential law of endurance tests, ASTM Proc. 10 (1910) 625–30.
- [41] Fatemi A., Socie D.F., A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 11, 1988, 149–65.
- [42] Wang C.H., Brown M.W., A path-independent parameter for fatigue under proportional and non-proportional loading, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 16, 1993, 1285–97.
- [43] Smith K.N., Watson P., Topper T.H., A stress-strain function for the fatigue of metals, J. Mater. 5, 1970, 767–778.
- [44] Xu S., Zhu S.-P., Hao Y.-Z., Liao D., Qian G., A new critical plane-energy model for multiaxial fatigue life prediction of turbine disc alloys, *Eng. Fail. Anal.* 93, 2018, 55-63.
- [45] Chen X., Xu S., Huang D., A critical plane-strain energy density criterion for multiaxial low-cycle fatigue life under non-proportional loading, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 22, 1999, 679–86.
- [46] Varvani-Farahani A., A new energy-critical plane parameter for fatigue life assessment of various metallic materials subjected to in-phase and out-of-phase multiaxial fatigue loading conditions, *Int. J. Fatigue* 22, 2000, 295–305.
- [47] Lu C., Melendez J., Martínez-Esnaola J.M., A universally applicable multiaxial fatigue criterion in 2D cyclic loading, *Int. J. Fatigue* 110, 2018, 95–104.
- [48] Mcdiarmid D.L., A shear stress based critical-plane criterion of multiaxial fatigue failure for design and life prediction, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 17, 1994, 1475–1484.
- [49] Wei H., Liu Y., An energy-based model to assess multiaxial fatigue damage under tension torsion and tension-tension loadings, *Int. J. Fatigue* 141, 2020, 105858.
- [50] Li J., Zhang Z.-P., Sun Q., Li C.-P., Multiaxial fatigue life prediction for various metallic materials based on the critical plane approach, *Int. J Fatigue* 33, 2011, 90-101.

5. Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową albo artystyczną realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej lub instytucji kultury, w szczególności zagranicznej.

W okresie 01.12.2022-31.12.2022 odbyłem staż naukowy na Wydziale Inżynierii Mechanicznej i Okrętownictwa Politechniki Gdańskiej. Opiekunem stażu był prof. dr hab. inż. Andrzej Seweryn.

W trakcie stażu prowadziłem wspólne badania dotyczące prognozowania trwałości zmęczeniowej stopu aluminium EN AW-2024. Szczególnie ścisła współpraca w tym zakresie wywiązała się z dr inż. Wojciechem Mackiem (dzisiaj dr hab. inż., prof. PG), z którym współpracowałem już od kilku miesięcy przed rozpoczęciem stażu. W ramach tej współpracy przeprowadzono szczegółowe badania powierzchni przełomów próbek zmęczeniowych przy wykorzystaniu profilometru. Wyniki tych badań poddane zostały analizie fraktograficznej. Zwrócono uwagę zwłaszcza na związek pomiędzy uszkodzeniem w wyniku pełzania wstępnego i późniejszego zmęczenia materiału, a wielkościami charakteryzującymi topografię powierzchni zniszczenia. Zaproponowano oryginalny parametr uszkodzenia bazujący zarówno na wspomnianych wielkościach, jak i stosowanych w badaniach wartościach odkształceń. Uzyskano dobrą zbieżność wyników badań eksperymentalnych z wynikami obliczeń numerycznych dla analizowanego stopu aluminium. W czasie odbywania stażu nawiązałem też współpracę z prof. Riccardo Branco z University of Coimbra (Portugalia), który także uczestniczył w badaniach prowadzonych w ramach stażu. Efektem współpracy było opublikowanie pracy:

Macek W., **Tomczyk A.**, Branco R., Dobrzyński M., Seweryn A., Fractographical quantitative analysis of EN-AW 2024 aluminum alloy after creep pre-strain and LCF loading, *Engineering Fracture Mechanics* 282, 2023, 109182. (**IF**=4.7).

Odbyty staż naukowy pozwolił zapoznać się z tematyką naukową realizowaną przez pracowników Wydziału Inżynierii Mechanicznej i Okrętownictwa Politechniki Gdańskiej, a także znaleźć wspólne zainteresowania naukowe. Współpraca z Wydziałem Inżynierii Mechanicznej i Okrętownictwa zaowocowała niedawno (grudzień 2024) uzyskaniem wspólnego projektu badawczego (w konkursie NCN OPUS-27) w ramach konsorcjum Politechniki Gdańskiej z Politechniką Białostocką, którego kierownikiem jest dr hab. inż. Wojciech Macek, ja natomiast – kierownikiem ze strony Politechniki Białostockiej. Potwierdzenie odbycia stażu stanowi Załącznik Z5 do niniejszego wniosku.

W latach 2016-2018 prowadziłem współpracę (wspólnie z dr hab. inż. Jarosławem Szustą z Politechniki Białostockiej) z prof. Özlerem Karakaş'em z Pamukkale University (Turcja). Współpraca dotyczyła badań związanych z analizą wytrzymałościową folii termokurczliwych stosowanych na etykiety opakowań. W ramach tej współpracy zaproponowano między innymi metodę pomiaru siły zacisku folii termokurczliwej na opakowaniu. Wynikiem współpracy są prace:

- 1. Szusta J., Karakaş Ö., **Tomczyk A.**, Experimental investigation of thin films with various overprints used for packaging labels, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 97, 2017, 467-477 (IF=2.215).
- 2. Szusta J., **Tomczyk A.**, Karakaş Ö., A new method for estimating the clamping force of shrink sleeve labels, *Materials*, vol. 11, 2018, 2544 (IF=2.972).

Współpracuję także z Wydziałem Chemicznym oraz Wydziałem Budowy Maszyn i Lotnictwa Politechniki Rzeszowskiej, a także Wydziałem Mechanicznym Politechniki Lubelskiej. Współpraca odbywa się w ramach programu Politechniczna Sieć VIA CARPATIA finansowanego ze środków MNiSW. W roku 2023 byłem członkiem zespołu, który w ramach jednego z działań tego programu (INNOSPIN – demonstratory dla międzyuczelnianych zespołów badawczych) opracował demonstrator *Biokompozyt polimerowy PHBV-zużyte fusy kawy jako materiał stosowany w produkcji wyrobów użytkowych*. Zdobył on trzy medale na międzynarodowych i krajowych targach wynalazków, co opisano szczegółowo w punkcie 6 niniejszego autoreferatu.

W ramach sieci VIA CARPATIA (działanie: ISKRA – budowanie międzyuczelnianych zespołów badawczych) jestem także kierownikiem zespołu ze strony Politechniki Białostockiej projektu badawczego Badania wpływu modyfikacji biodegradowalnych poliesterów alifatycznych na właściwości przetwórcze i użytkowe nowatorskich kompozycji polimerowych. Celem projektu jest opracowanie nowych biokompozytów polimerowych. Zadaniem kierowanego przez mnie zespołu jest wyznaczenie charakterystyk wytrzymałościowych tych materiałów oraz identyfikacja i opis mechanizmów pękania. Efektem prowadzonych prac było zgłoszenie w 2023 roku do Urzędu Patentowego RP wynalazku Nanokompozyt polimerowy oraz sposób wytwarzania nanokompozytu polimerowego (nr zgłoszenia P.447204). Wynalazek zdobył złoty medal na targach Bangkok International Intellectual Property, Invention, Innovation and Technology Exposition (IPITEx 2025) oraz nagrodę specjalną National Research Council of Thailand.

Wyniki prowadzonych prac opublikowano także w postaci artykułu:

Zarzyka I, Krzykowska B., Hęclik K., Frącz W., Klepka T., Bieniaś J., Ostapiuk M., Janowski G., Tor-Świątek A., Drożdziel-Jurkiewicz M., **Tomczyk A.**, Falkowska A., Kuciej M., Modification of Poly(3-Hydroxybutyrate) with a Linear Polyurethane Modifier and Organic Nanofiller – Preparation and Structure – Property Relationship, *Materials*, vol. 17, 2024, 5542 (**IF**=3.1).

W ramach działania ISKRA jestem także członkiem zespołu realizującego projekt badawczy *Wpływ właściwości termo-mechanicznych na stateczność i nośność ściskanych cienkościennych profili kompozytowych*, którego liderem jest Politechnika Lubelska. Zespół z Politechniki Białostockiej prowadzi badania eksperymentalne cienkościennych profili kompozytowych w obniżonej, podwyższonej i pokojowej temperaturze. Badania realizowane są przy wykorzystaniu techniki cyfrowej korelacji obrazu, a także metody emisji akustycznej.

6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę.

Do moich obowiązków jako pracownika badawczo-dydaktycznego należało prowadzenie zajęć dydaktycznych na kierunkach mechanika i budowa maszyn, mechatronika, automatyka i robotyka, edukacja techniczno-informatyczna, technika rolnicza i leśna, inżynieria Biomedyczna, inżynieria materiałowa i wytwarzania. Prowadziłem zajęcia (wykłady, ćwiczenia audytoryjne, ćwiczenia laboratoryjne) z następujących przedmiotów na wspomnianych kierunkach studiów:

- wytrzymałość materiałów,
- wytrzymałość materiałów i konstrukcji,
- mechanika ogólna,
- mechanika techniczna,
- mechanika uszkodzeń i pękania,
- metody doświadczalne mechaniki,
- geometria wykreślna,
- grafika inżynierska,
- metody numeryczne,
- technologia informatyczna.

Jednocześnie byłem koordynatorem wielu spośród wymienionych wyżej przedmiotów na różnych kierunkach studiów. Obecnie jestem koordynatorem przedmiotu mechanika techniczna I na kierunku mechanika i budowa maszyn oraz przedmiotu wytrzymałość prowadzonych przedmiotów materiałów na kierunku mechatronika. W ramach przygotowywałem materiały dla studentów, opracowywałem analizowane na zajęciach zagadnienia. Jestem autorem wielu programów kształcenia głównie z takich przedmiotów jak wytrzymałość materiałów, mechanika ogólna, mechanika pękania i uszkodzeń, metody doświadczalne w mechanice. Prowadziłem także zajęcia laboratoryjne na studiach doktoranckich w ramach przedmiotu mechanika pękania i uszkodzeń. Brałem czynny udział w tworzeniu dydaktycznego Laboratorium Wytrzymałości Materiałów na Wydziale Mechanicznym Politechniki Białostockiej. Współtworzyłem także naukowe Laboratorium Mechaniki Materiałów gdzie prowadzone są badania eksperymentalne kumulacji uszkodzeń i pękania materiałów zarówno pod wpływem obciążeń monotonicznych jak i zmęczeniowych, a także pełzania. Byłem promotorem obronione 32 prace dyplomowe magisterskie i inżynierskie głównie na kierunku mechanika i budowa maszyn. Jedna z prac pt.: Koncepcja aerogeneratora jako jednego z elementów hybrydowego zasilania małych gospodarstw domowych uzyskała I wyróżnienie w organizowanym w 2012 roku, przez firmę POLBUD SA, ogólnopolskim "Konkursie na najlepszą pracę dyplomową z dziedziny Małych Elektrowni Wiatrowych".

W okresie 23.09.2018 – 29.09.2018 przebywałem w Pamukkale University (Faculty of Engineering, Department of Mechanical Engineering) w ramach program Erasmus+ gdzie prowadziłem zajęcia ze studentami z przedmiotu Fatigue of Materials. W ramach przedmiotu Strength of Materials prowadziłem także zajęcia ze studentami zagranicznymi na Wydziale

Mechanicznym Politechniki Białostockiej. Ponadto w ramach programu Erasmus+ byłem opiekunem czteromiesięcznego stażu inż. Fatiha Bozyurta z Süleyman Demirel University (Faculty of Engineering). Staż odbywał się w okresie 4.10.2021 – 11.02.2022, na studiach II stopnia, a jego tematem były zagadnienia związane z pełzaniem oraz zmęczeniem materiałów.

W okresie od 20.11.2019r. do 18.10.2022r., a także począwszy od 18.10.2024r. (po wznowieniu) pełnię rolę promotora pomocniczego we przewodzie doktorskim mgr inż. Wojciecha Grodzkiego pt.: *Badania doświadczalne i modelowanie numeryczne pękania próbek z karbami w prostym oraz złożonym stanie obciążenia, także w obniżonej temperaturze* realizowanym w Politechnice Białostockiej. Planowany termin zakończenia przewodu: 2026r.

W latach 2005-2007 pełniłem funkcję kierownika współpracy między Tarnopolskim Państwowym Uniwersytetem Technicznym (Ukraina) i Politechniką Białostocką, zaś w latach 2013-2015 – kierownika współpracy między Łuckim Narodowym Uniwersytetem Technicznym (Ukraina) i Politechniką Białostocką. W kadencji 2008-2012 byłem członkiem Rady Wydziału Mechanicznego w grupie pozostałych nauczycieli akademickich. W okresie 2016-2018 przewodniczyłem zespołowi do dostosowania programów kształcenia na kierunku mechanika i budowa maszyn.

Kilkukrotnie prowadziłem pokazy eksperymentów naukowych w ramach *Festiwalu* Nauki i Sztuki czy też Dni Wydziału Mechanicznego. Uczestniczyłem także w kilku edycjach, cyklicznych Halowych Zwodów Modeli Latających połączonego z konkursem plastycznym Samolot Moich Marzeń współorganizowanych przez Urząd Miejski w Białymstoku, Młodzieżowy Dom Kultury w Białymstoku oraz Aeroklub Podlaski. Imprezy miały na celu rozpropagowanie idei modelarstwa lotniczego wśród najmłodszych. Brałem także udział w kilku akcjach promocyjnych w szkołach ponadpodstawowych mających na celu zachęcenie uczniów tych szkół do studiowania na Wydziale Mechanicznym Politechniki Białostockiej.

Począwszy od 2008 roku jestem członkiem Zarządu Oddziału (skarbnikiem) Polskiego Towarzystwa Mechaniki Teoretycznej i Stosowanej (PTMTS), Oddział w Białymstoku. Oddział białostocki w latach 2001-2019 był organizatorem cyklicznie odbywającej się (co dwa lata) konferencji International Symposium on Mechanics of Materials and Structures. W dziesięciu edycjach tej konferencji naukowej zawsze pełniłem funkcję sekretarza komitetu organizacyjnego. Jestem także (od 2018 roku) członkiem European Structural Integrity Society (ESIS).

Nagrody i odznaczenia:

- Medal Komisji Edukacji Narodowej za szczególne zasługi dla oświaty i wychowania, legitymacja nr 164446, (19.07.2018),
- Medal Srebrny za Długoletnią Służbę, legitymacja nr 255-2020-102 (07.09.2020),
- nagrody Rektora Politechniki Białostockiej za działalność naukową, dydaktyczną i organizacyjną w latach: 2000, 2002, 2003, 2004, 2005, 2007, 2008, 2009, 2011, 2012, 2019, 2023, 2024,

- Medale za wynalazek, którego byłem współautorem: *Biokompozyt polimerowy PHBV zużyte fusy kawy jako materiał stosowany w produkcji wyrobów użytkowych*:
 - Złoty Medal w kategorii Zero Waste Technologies na międzynarodowych targach *E-NNOVATE 2023 EDITION: International Innovation & Invention Show* (30-31.05.2023),
 - Złoty Medal w kategorii Eko i Bio w ramach II edycji Tarnowskich Targów Innowacji (06.06.2023),
 - Brązowy medal w XVI Międzynarodowych Targach Wynalazków i Innowacji INTARG 2023 (24-25.05.2023),
- Złoty medal za wynalazek, którego byłem współautorem: Polymer nanobiocomposite based on poly(3-hydroxybutyric acid), method of production and use na targach Bangkok International Intellectual Property, Invention, Innovation and Technology Exposition (IPITEx 2025) oraz nagrodę specjalną National Research Council of Thailand.

Kopie dokumentów potwierdzających uzyskane nagrody i medale znajdują się w Załączniku Z6.