

Rozprawa doktorska

**Monitorowanie stopnia rozwoju uszkodzeń
zmęczeniowych stali kotłowych wspomagane
optycznymi systemami pomiarowymi**

mgr inż. Adam Brodecki

Instytut Podstawowych Problemów Techniki
Polskiej Akademii Nauk

Promotor: prof. dr hab. inż. Zbigniew L. Kowalewski

Promotor pomocniczy: dr hab. inż. Mateusz Kopeć

Warszawa, 2025

Streszczenie

Elektrownie zasilane paliwem konwencjonalnym, to w polskim przemyśle nadal główny element zabezpieczenia energetycznego kraju, gwarantujący ponad 85% zapotrzebowania na energię elektryczną. Jednakże większość polskich elektrowni i elektrociepłowni została oddana do użytku w latach sześćdziesiątych lub siedemdziesiątych ubiegłego wieku. Podczas budowy bloków energetycznych zakładano ich wytrzymałość na odpowiednią liczbę przepracowanych godzin w określonych warunkach. Bezpieczny czas eksploatacji w przypadku większości bloków został już znacząco przekroczony i dlatego na bieżąco wykonywane są czynności monitorujące stan elementów konstrukcyjnych i materiałów, z których są one wykonane. W okresie uruchamiania wspomnianych obiektów energetycznych, stale żarowytrzymałe stosowane do urządzeń grzewczych i transportowania pary charakteryzowały się istotnie niższą wytrzymałością niż materiały stosowane obecnie. Podczas wykonywanych remontów i budowy nowych konstrukcji wykorzystuje się coraz nowocześniejsze materiały żarowytrzymałe takie, jak stale o podwyższonej zawartości chromu lub na bazie niklu. Pomimo stosowania zaawansowanych materiałów, wciąż brakuje wystarczającej liczby badań skoncentrowanych na przewidywaniu ich zachowania w chwili poprzedzającej awarię. Dlatego też, w pracy zaproponowano metodykę pozwalającą ocenić efektywności zastosowania badań nieniszczących, opartych na optycznych systemach pomiarowych w monitorowaniu rozwoju uszkodzenia stali energetycznych poddanych cyklicznemu obciążeniu. Badania wykonane były na stalach energetycznych żarowytrzymałych, X10CrMoVNb9-1 (P91) oraz 10CrMo9-10 (10H2M), stosowanych w budowie rurociągów i systemów dystrybucji pary w stanie nadkrytycznym. Badania porównawcze prowadzono na materiałach w stanie dostawy oraz po ich długotrwałej eksploatacji przez 80 000h (P91) oraz 280 000h (10H2M) w podwyższonej temperaturze 540°C i ciśnieniu wewnętrznym z przedziału od 2,9MPa do 8,4MPa. Przeprowadzono serię badań wytrzymałościowych i strukturalnych obejmujących próby rozciągania oraz wysoko i niskocyklowego zmęczenia w zakresie amplitudy naprężenia od 250MPa do 650MPa w celu scharakteryzowania mechanizmów uszkodzenia w zależności od stopnia eksploatacji materiału. Rozwój uszkodzenia w trakcie prób zmęczeniowych monitorowany był przy użyciu optycznych metod pomiarowych: Electronic Speckle Pattern Interferometry (ESPI) oraz Digital Image Correlation (DIC). Dodatkowo wykorzystano mierzalne parametry uszkodzenia materiału, odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego φ oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D, w celu charakteryzacji dynamiki rozwoju uszkodzenia materiału.

Abstract

Conventional fuel-powered power plants are still the main source of Poland's energy security, guaranteeing over 85% of the demand for electricity. However, most Polish power plants were put into operation in the 1960s or 1970s. During the construction of these power units, their durability was design to withstand a certain number of operating hours under specific conditions. The safe operating time for most units has already been significantly exceeded, thus many approaches have been performed to monitor the condition of structural elements. During the commissioning of these energy facilities, the heat-resistant materials used for heating devices and steam transportation exhibited significantly lower strength as compared to the contemporary materials. During repairs and the construction of new structures, increasingly advanced heat-resistant materials such as stainless steels or nickel-based alloys are being used. Despite the application of such advanced materials, there is still a lack of sufficient research focused on predicting their behaviour prior to failure. Therefore, this study proposes a methodology to assess the effectiveness of non-destructive testing based on optical measurement systems in damage development monitoring in heat-resistant steels subjected to cyclic loading. The comparative studies were conducted on heat-resistant, power engineering steels, X10CrMoVNb9-1 (P91) and 10CrMo9-10 (10H2M), used in the construction of pipelines and supercritical steam distribution systems. Comparative tests were carried out on materials in the as-delivered state and after prolonged operation for 80,000 hours (P91) and 280,000 hours (10H2M) at temperature of 540°C and internal pressures ranging from 2,9 MPa to 8,4 MPa. A series of strength and microstructural tests were conducted, including uniaxial tensile tests, and high and low cycle fatigue tests under stress amplitudes ranging from 250MPa to 650MPa, to characterize the damage mechanisms depending on the material's damage degree. The damage development due to fatigue was monitored using optical measurement methods: Electronic Speckle Pattern Interferometry (ESPI) and Digital Image Correlation (DIC). Additionally, measurable parameters of material damage, such as the strain-based fatigue damage measure ϕ and the fatigue damage parameter D , were utilized to characterize the dynamics of material damage development.

Spis symboli

R_m	wytrzymałość na rozciąganie
R_e	wyraźna granica plastyczności
$R_{p0,2}$	umowna granica plastyczności
T_s	grubość ścianki rury
R_z	czasowa wytrzymałość na pełzanie
ϵ	odkształcenie
σ	naprężenie
d	średnica próbki
A_s	przekrój próbki
E	moduł Younga
A	wydłużenie przy rozerwaniu
ϵ_w	amplituda odkształcenia niesprężystego będąca wskaźnikiem uszkodzenia charakteryzującym szerokość pętli histerezy przy całkowitym odciążeniu
ϵ_m	średnie odkształcenie niesprężyste odpowiedzialne za przesunięcie pętli histerezy w stanie nieobciążonym
D	parametr uszkodzenia zmęczeniowego
φ	odkształceniowy współczynnik uszkodzenia zmęczeniowego
φ_N	aktualna wartość odkształceniowego wskaźnika rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego w cyklu N
φ_{min}	minimalna wartość odkształceniowego wskaźnika rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego na początku cyklicznego obciążenia, tj. dla cyklu $N=1$
φ_{max}	maksymalna wartość odkształceniowego wskaźnika rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego dla ostatniego cyklu okresu stabilnego rozwoju uszkodzenia N_f
N_f	trwałość zmęczeniowa wyrażona w postaci liczby cykli do zniszczenia
σ_a	amplituda naprężenia
σ_{af}	granica zmęczenia
$\epsilon_{w,t}$	amplituda odkształcenia wyrażona amplitudą odkształcenia sprężystego i amplitudą odkształcenia plastycznego
$\epsilon_{w,e}$	amplituda odkształcenia sprężystego
$\epsilon_{w,p}$	amplituda odkształcenia plastycznego
ν	współczynnik Poissona
ϑ	błąd obliczeniowy
$2N_f$	liczba nawrotów
a^*, b	parametry równania (stałe modelu regresji)
ϵ'_f, c	współczynnik i wykładnik plastyczności
N_{Ri}	liczba cykli do zniszczenia
δS_0	powierzchnia przecięcia
δV	element objętościowy
$\tilde{\sigma}$	efektywne naprężenie związane z obszarem
σ_c	tensor Cauchy'ego
ψ	termodynamiczny potencjał sprężystości
ρ	gęstość w stanie wyjściowym
$\tilde{\rho}$	gęstość w stanie uszkodzonym
Y	zmienna definiująca naprężenie równoważnego uszkodzenia

F	obciążenie przy badaniu twardości
S	powierzchnia wcięcia
R	zmienna umocnienia wskutek odkształcenia
σ^*	napężenie równoważnego uszkodzenia
$\tilde{E}$	efektywny moduł sprężystości
v_L	prędkość fali podłużnej
v_T	prędkość fali poprzecznej
$\Delta\sigma^*$	amplituda napężenia w końcowej fazie cyklicznego osłabienia lub umocnienia
$\Delta\epsilon_p$	cykliczne prawo plastyczności podczas stabilizacji procesu zmęczenia
H	twardość
ϵ_a	szerokość pętli histerezy przy całkowitym odciążeniu
φ_N	całkowita wartość odkształcenia w rozpatrywanym cyklu obciążenia,
$(\varphi_N)_{\min}$	całkowita wartość odkształcenia w pierwszym cyklu na początku procesu rozwoju uszkodzenia
$(\varphi_N)_{\max}$	całkowita wartość odkształcenia w ostatnim cyklu na końcu procesu rozwoju uszkodzenia
V_{Tp}	prędkość fali poprzecznej spolaryzowanej prostopadle do kierunku wartości maksymalnego napężenia rozciągającego
V_{Tr}	prędkość fali poprzecznej spolaryzowanej równolegle do kierunku wartości maksymalnego napężenia rozciągającego
t_{Tr}	czas przejścia przez grubość materiału fali poprzecznej spolaryzowanej równolegle do kierunku maksymalnego napężenia rozciągającego,
t_{Tp}	czas przejścia przez grubość materiału fali poprzecznej spolaryzowanej prostopadle do kierunku maksymalnego napężenia rozciągającego
V_σ	prędkość przejścia fali ultradźwiękowej w materiale poddanym obciążeniu
V_0	prędkość przejścia fali ultradźwiękowej w materiale bez obciążenia
t_0	czas przejścia przez ustalony odcinek drogi w materiale bez obciążenia,
t_σ	czas przejścia przez ustalony odcinek drogi w materiale poddanym obciążeniu
β	współczynnik elastoakustyczny
h_B	głębokość detekcji impulsów Barkhausena
g_e	głębokość ekranowania fali elektromagnetycznej
μ_0	przenikalność magnetyczna próżni
μ_r	względna przenikalność magnetyczna ośrodka
σ_e	przewodnictwo właściwe materiału
f	częstotliwość fali elektromagnetycznej
ΔE_m	zmiana energii magnetosprężystej jednostki objętości ferromagnetyka
λ_s	stała magnetostrykcji
$\emptyset$	kąt pomiędzy kierunkiem działania napężenia σ_r a kierunkiem wektora namagnesowania lokalnego J_s
I_0	rozkłady intensywności w obrazach plamkowych przed obciążeniem
I_1	rozkłady intensywności w obrazach plamkowych po obciążeniu

K	stałą proporcjonalności
B	jasność ekranu monitora
σ_p	odchylenia standardowe intensywności w obrazach I_p
σ_o	odchylenia standardowe intensywności w obrazach I_o ,
σ_{Rmax}	maksymalne odchylenia standardowe intensywności
σ_{Rmin}	minimalne odchylenia standardowe intensywności

Spis treści

Streszczenie.....	2
Abstract.....	3
Spis symboli.....	4
Spis ilustracji.....	9
Spis tabel.....	16
1 Wstęp.....	17
1.1 Cel i zakres pracy	17
1.2 Teza pracy.....	18
1.3 Zmęczenie materiałów – charakterystyka zagadnienia	19
1.4 Materiały w energetyce i problemy wynikające z ich eksploatacji	22
2 Usytuowanie tematyki rozprawy w świetle aktualnego stanu wiedzy	25
2.1 Badania wpływu degradacji materiałów na dalszą ich eksploatację	26
2.2 Parametry uszkodzenia w badaniach zmęczeniowych	40
2.3 Nieniszczące metody monitorowania rozwoju uszkodzenia.....	51
2.4 Podsumowanie	70
3 Materiały i metody	73
3.1 Charakterystyka stali X10CrMoVNb9-1 (P91) w stanie wyjściowym i po eksploatacji	73
3.2 Charakterystyka stali 10CrMo9-10 (10H2M) w stanie wyjściowym i po eksploatacji .	74
3.3 Metodyka badań.....	75
3.4 Technika cyfrowej korelacji obrazu (DIC)	79
3.5 Metoda elektronicznej interferometrii plamkowej (ESPI)	86
3.6 Podsumowanie	95
4 Wstępne badania uszkodzenia materiałów poddanych zmęczeniu klasycznymi metodami niszczącymi	98
4.1 Standardowe badania mechaniczne stali P91	98
4.2 Mikrostrukturalna analiza rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych	100
4.3 Alternatywny sposób analizy rozwoju uszkodzenia podczas zmęczenia	102
4.4 Sposób określania granicznej wartości amplitudy naprężenia zmęczeniowego na podstawie rozwoju uszkodzenia stali P91	107
4.5 Badania procesu zmęczenia wspomagane metodami optycznymi.....	109
4.6 Analiza możliwości wykorzystania systemu ESPI i DIC w monitorowaniu rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego	115
4.7 Podsumowanie	117
5 Propozycja kompleksowej analizy rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych na przykładzie stali 10CrMo9-10 (10H2M)	119
5.1 Badania początkowych właściwości mechanicznych stali 10H2M z wykorzystaniem próbek klepsydrycznych	119
5.2 Analiza mikrostrukturalna rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych stali 10H2M	120
5.3 Ocena ilościowa rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych pod wpływem obciążeń symetrycznych stali 10H2M.....	123
5.4 Wyznaczenie granicznej wartości amplitudy naprężenia przy zmęczeniu na podstawie rozwoju uszkodzenia stali 10H2M	129

5.5	Wykorzystanie metody DIC w monitorowaniu rozwoju uszkodzenia stali 10H2M z wykorzystaniem próbek płaskich przy obciążeniu odzerowo-tętniącym dodatnim	130
5.6	Ocena rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych w stali 10H2M pod wpływem obciążeń odzerowo-tętniących dodatnich wspomagana optycznymi pomiarami z wykorzystaniem DIC.....	151
5.7	Podsumowanie	156
6	Uwagi podsumowujące i wnioski końcowe.....	157
7	Literatura.....	163
Dodatek A – baza danych do analitycznego wyznaczania wykładników funkcji zmiany parametrów D i φ dla stali P91.....		177
Dodatek B – baza danych do analitycznego wyznaczania wartości wykładników funkcji zmiany parametrów D i φ dla stali 10H2M		199
Lista publikacji		213
Lista abstraktów konferencyjnych		216
Zgłoszenia patentowe i patenty		220

Spis ilustracji

Rys. 1.1	Rozwój bloków energetycznych w Niemczech w elektrowniach węglowych [15].....	23
Rys. 2.1	Zakres odkształcenia stali nierdzewnej (typ 430) poddanej symetrycznemu obciążeniu cyklicznemu [42].	27
Rys. 2.2	Porównanie krzywych rozciągania materiału wstępnie zdeformowanego do 5%, 8% i 12% do charakterystyki tego samego materiału w stanie dostawy [43].	28
Rys. 2.3	Efekt odkształcenia wstępnego na krzywą pełzania stali nierdzewnej 316H [43].	29
Rys. 2.4	Efekty wywołane wstępną deformacją plastyczną: wpływ wartości deformacji na krzywe pełzania (a), wpływ temperatury, przy której wywoływano deformację plastyczną na prędkość pełzania (b) [44].....	30
Rys. 2.5	Porównanie krzywych pełzania dla różnych wartości naprężenia nominalnego [49].....	30
Rys. 2.6	Porównanie charakterystyk uzyskanych w trakcie statycznego rozciągania próbek z historią odkształcenia wywołaną obciążeniem cyklicznym [50]	31
Rys. 2.7	Porównanie wartości wydłużenia całkowitego próbek po różnych typach wstępnej deformacji wywołanych procesem zmęczenia [50].....	32
Rys. 2.8	Zmiana właściwości mechanicznych w trakcie próby rozciągania (a) oraz twardości mierzonej w skali Vickersa (b) stali 9Cr-1MoVNb starzonej w temperaturze 650°C w funkcji czasu starzenia [59].	33
Rys. 2.9	Wpływ czasu starzenia stali S304H w temperaturze 650°C (a) oraz 700°C (b) na właściwości mechaniczne wyznaczone ze statycznej próby rozciągania w temperaturze pokojowej [60].....	34
Rys. 2.10	Fotografia pojedynczego układu pomiarowego (a) oraz miejsca rozmieszczenia 10 układów tensometrycznych na kolumnie żurawia (b) [61].....	35
Rys. 2.11	Zmiany właściwości mechanicznych (a) oraz twardości (b) w funkcji czasu ekspozycji temperaturowej [63].....	36
Rys. 2.12	Charakterystyki naprężenie-odkształcenie uzyskane z próby rozciągania w temperaturze pokojowej dla stali P91 o grubości 2,54 i 0,5 mm testowanej w próżni lub gazie DF4 w temperaturze 650°C przez 1000 h oraz w stanie dostawy [65].....	38
Rys. 2.14	Ewolucja uszkodzeń plastycznych w próbce z 99.99% miedzi [68]	43
Rys. 2.15	Schemat zmian charakteru pętli histerezy w zależności od mechanizmu: ratcheting (a), cykliczna plastyczność (b); kombinacja ratchetingu i cyklicznej plastyczności dla cykli symetrycznych (c).....	49
Rys. 2.16	Schemat zmian charakteru pętli histerezy w zależności od mechanizmu uszkodzenia: ratcheting (a), cykliczna plastyczność (b); kombinacja ratchetingu i cyklicznej plastyczności dla obciążenia odzerowo tętniącego dodatniego(c)	50

Rys. 2.17	Schemat procedury obciążenia do zastosowania systemu ESPI w trakcie badań zmęczeniowych [106].	58
Rys. 2.18	Mapy składowej odkształcenia dla kierunku osi y: po 1 cyklu (a), po 200 000 cyklach (b), po 300 000 cyklach (c, d) [106].	59
Rys. 2.19	Rozwój pęknięcia w materiale wraz z uwidocznionym miejscem pęknięcia [106].	59
Rys. 2.20	Rozkłady odkształcenia zarejestrowane na powierzchni próbki klepsydrycznej ze stali P54T poddanej procesowi zmęczenia po 1 cyklu (a), po 37 500 cyklach (b), oraz widok pękniętej próbki po 42 221 cyklach (c).	60
Rys. 2.21	Schemat obciążania próbki w dwóch kolejnych pomiarach rozkładów przemieszczenia na powierzchni próbki z wykorzystaniem techniki ESPI (a), próbka stosowana w pomiarach ESPI z zaznaczonymi ramkami pomiarowymi i obliczeniowymi (b) [58].	61
Rys. 2.22	Rozkłady czynnej składowej odkształcenia ϵ_y dla próbki PA11 przed obciążeniem zmęczeniowym i po 2500, 15000, 30000, 45000 i 47500 odzerowo-tętniących cyklach obciążenia o amplitudzie $\sigma_a=150\text{MPa}$ uzyskane przy pomocy kamery ESPI [58].	62
Rys. 2.23	Geometria i wymiary próbki zmęczeniowej (a); schemat obciążenia podczas przerywanego testu zmęczeniowego (b); całopolowy rozkład przemieszczenia w kierunku osi Y, zgodnym z kierunkiem działającej siły. Pomiar wykonano: w pierwszym cyklu obciążenia (c), po 20000 cyklach (d), po 40000 cyklach (e), po 50000 cyklach (f) (skala została dobrana automatycznie do ekstremalnych wartości odkształcenia w każdym pomiarze). Całopolowy rozkład przemieszczenia w kierunku osi Y, zgodnym z kierunkiem działającej siły. Pomiar wykonano: w pierwszym cyklu obciążenia (g), po 20000 cyklach (h), po 40000 cyklach (i), po 50000 cyklach (j) (skala została dobrana do ekstremalnych wartości odkształcenia we wszystkich pomiarach: $\epsilon_{\text{MIN}}=1,1 \times 10^{-3}$, $\epsilon_{\text{MAX}}=8,4 \times 10^{-3}$). Polowy rozkład przemieszczenia w kierunku osi Y, zgodnym z kierunkiem działającej siły. Pomiar wykonano: w pierwszym cyklu (k), po 50000 cyklach obciążenia (l). Skala dopasowana do ekstremalnych wartości odkształcenia w pierwszym pomiarze. Widok próbki zmęczeniowej: próbka przed (m) i po testach zmęczeniowych ($N_f = 54315$ cyklach) (n).	64
Rys. 2.24	Wyniki wyszukiwania w Web of Science wyświetlające liczbę publikacji związanych ze zmęczeniem z różnymi technikami pomiaru odkształcenia od 2000 roku.	67
Rys. 2.25	Widok inicjacji pęknięcia zmęczeniowego na powierzchni próbki z nałożonym cyfrowym obrazem rozkładu odkształcenia uzyskany przy pomocy zautomatyzowanego systemu mikroskopowego HR-2D-DIC [113].	68
Rys. 2.26	Obszar badanej powierzchni cylindrycznej próbki ze stali nierdzewnej duplex (SS) zarejestrowany pomiędzy cyklami 651 i 1000 z nałożonymi	

	polami odkształcenia cyfrowej korelacji obrazu (DIC) i granicami ziaren (a) oraz w cyklu 1200 (b) [119].	68
Rys. 2.27	Mapa rozkładu odkształcenia (a) z odpowiadającym zdjęciem mikrostruktury analizowanego obszaru (b) oraz wyszczególnionymi mikroobszarami blisko wierzchołka pęknięcia (c) oraz miejsca inicjacji (d) [120].	69
Rys. 3.1	Mikrostruktura stali P91 w stanie dostawy (a) oraz po eksploatacji (b).	74
Rys. 3.2	Mikrostruktura stali 10H2M w stanie dostawy (a) oraz po eksploatacji (b).	75
Rys. 3.3	Rozmieszczenie próbek do badań mechanicznych w odcinku rury.	75
Rys. 3.4	Geometria próbek do prób zmęczeniowych (a); oraz do próby jednoosiowego rozciągania i prób zmęczeniowych z wykorzystaniem cyfrowych systemów optycznych (b).	76
Rys. 3.5	Widok ogólny układu doświadczalnego (a); próbka zamocowana w opatentowanych uchwytach umożliwiających jej automatyczne osiowe ustawienie podczas obciążenia z zamontowanym ekstensometrem poprzecznym do pomiaru zmian średnicy (b).	77
Rys. 3.6	Widok ogólny układu eksperymentalnego z maszyną MTS 810 oraz systemem DIC (a) i ESPI (b).	78
Rys. 3.7	Program obciążenia w eksperymentach wspomaganych przez system ESPI (a) oraz system DIC (b).	78
Rys. 3.8	Schemat programu badań.	79
Rys. 3.9	Schemat rozpatrywanych obrazów powierzchni na tle powierzchni skanowanej [164].	80
Rys. 3.10	Charakterystyczne wielkości powierzchni przed (R) i po (R1) deformacji (a); graficzna interpretacja deformacji wytypowanego obszaru powierzchni skanowanej w dwuwymiarowym układzie współrzędnych (b) [164].	81
Rys. 3.11	System ARAMIS i jego zasadnicze elementy: (a) ogólny schemat działania [167], (b) główny moduł pomiarowy, (c) płyta kalibracyjna.	82
Rys. 3.12	Wycinek pola pomiarowego z układem fasetek określonych zielonymi liniami (a); przykładowy, powiększony wycinek analizowanego obszaru z konturem fasetki (linia zielona) oraz linią przerywaną reprezentującą zależność między fasetkami a odkształceniem (b) [167].	82
Rys. 3.13	Schemat systemu DIC Aramis 12M [57].	84
Rys. 3.14	Wybrane etapy kalibracji systemu cyfrowej korelacji obrazu Aramis 12M [167].	85
Rys. 3.15	Układ pomiarowy systemu ESPI: kamera CCD (a), głowica (b), źródła światła (c), próbka (d) [173].	87
Rys. 3.16	Procedura eksperymentalna pomiaru ESPI: rejestracja wyników interferencji z powierzchni próbki (I) w postaci prążków interferencyjnych przy użyciu kamery CCD (II) i konwertera (III); generowanie prążków korelacyjnych poprzez proces odejmowania otrzymanych interferogramów plamkowych (IV); wyznaczenie mapy	

fazowej przedstawiającej rozkład składowych przemieszczenia i średniego odkształcenia w każdym kierunku z osobna (V) oraz mapy fazy naprężenia pola i odkształcenia (VI).....	88
Rys. 3.17 Schemat powstawania obrazu plamkowego [174].....	88
Rys. 3.18 Schemat uzyskiwania prążków korelacyjnych [173].....	89
Rys. 3.19 Ustawienie aparatury badawczej (a, b), tylny panel stacji kontrolera (c), panel przedni stacji kontrolera (d).	92
Rys. 3.20 Prążki interferencyjne rejestrowane podczas zadawania siły obciążającej w kolejnym kroku zmęczenia.....	94
Rys. 3.21 Rozkład przemieszczenia na powierzchni badanej próbki.	94
Rys. 4.1 Uśrednione krzywe rozciągania dla stali P91 w stanie dostawy i po eksploatacji.	99
Rys. 4.2 Krzywe S-N dla stali w stanie dostawy i po eksploatacji.....	100
Rys. 4.3 Wtrącenia zidentyfikowane w przełomach stali P91: w stanie dostawy (a) oraz po 80 000 godzinach eksploatacji (b).	101
Rys. 4.4 Mikrostruktura próbki w stanie dostawy (a) i eksploatowanej (b) po 6 milionach cykli zmęczeniowych.....	101
Rys. 4.5 Obszar przełomu próbki po badaniach zmęczeniowych z przedstawionym kierunkiem propagacji pęknięcia (a); tworzenie się mikropustek wokół wtrąceń (b); dalszy wzrost mikropustek prowadzący do mikropęknięć (c, d).	102
Rys. 4.6 Ilustracja ratchetingu w charakterystyce naprężenie-odkształcenie dla wybranych cykli i amplitudy naprężenia ± 530 MPa na przykładzie stali P91 w stanie dostawy (a); ilustracja efektu cyklicznej plastyczności dla wybranych cykli i amplitudy naprężenia ± 680 MPa na przykładzie stali P91 w stanie dostawy (b); (dane dotyczące liczby cykli podano w legendzie wykresu).	103
Rys. 4.7 Rozwój zmęczenia w wybranych cyklach przy amplitudzie ± 480 MPa dla stali w stanie dostawy (a) oraz po eksploatacji (b).....	104
Rys. 4.8 Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego dla amplitudy naprężenia ± 480 MPa wyrażony przez zmiany odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli (a) oraz ewolucję parametru uszkodzenia zmęczeniowego D (b).....	106
Rys. 4.9 Przykład wyznaczenia wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla obu stanów stali P91 poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 350 MPa.	107
Rys. 4.10 Wyznaczenie granicznej amplitudy naprężenia podczas badań zmęczeniowych na podstawie aproksymacji wykładników potęgowych w przypadku: a) odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ ; oraz b) parametru uszkodzenia zmęczeniowego D.	108
Rys. 4.11 Charakterystyki rozciągania (a) i wykres Wöhlera (b) dla stali P91 w stanie dostawy.	110

Rys. 4.12	Pomiary ESPI wykonane dla zakresu amplitudy naprężenia równego 500 MPa ze zmienną skalą po: 1 cyklu (a); 1 000 cyklach (b); 10 000 cyklach (c); 100 000 cyklach (d); 225 000 cyklach (e).....	111
Rys. 4.13	Pomiary ESPI wykonane dla amplitudy naprężenia równego 500 MPa przy zunifikowanej skali po : 1 cyklu (a); 100 000 cyklach (b); 225 000 cyklach (c); 245 737 cyklach (d).	112
Rys. 4.14	Porównanie pomiarów ESPI wykonanych dla amplitudy naprężenia równego 500 MPa przy zawężonej skali po: 100 000 cyklach (a); 250 000 cyklach (b); 299 207 cyklach (c); oraz przy rozszerzonej skali po: 100 000 cyklach (d); 250 000 cyklach (e); 299 207 cyklach (f).	113
Rys. 4.15	Pomiary DIC wykonane dla amplitudy naprężenia równego 500 MPa z ujednoliconą skalą po : 1 cyklu (a); 100 000 cyklach (b); 250 000 cyklach (c); 301 251 cyklach (d).	114
Rys. 4.16	Pomiary DIC wykonane dla amplitudy naprężenia równego 600 MPa z ujednoliconą skalą po: 50 cyklach (a); 130 000 cyklach (b); 138 000 cyklach (c); 144 000 cyklach (d).	114
Rys. 4.17	Pomiary DIC wykonane dla amplitudy naprężenia równego 630 MPa z ujednoliconą skalą po: 50 cyklach (a); 50 000 cyklach (b); 95 000 cyklach (c); 110 000 cyklach (d).	114
Rys. 4.18	Pomiary DIC wykonane dla amplitudy naprężenia równego 640 MPa z ujednoliconą skalą po: 30 cyklach (a); 8 750 cyklach (b); 61 250 cyklach (c); 92 489 cyklach (d).	115
Rys. 4.19	Pętle histerezy dla amplitudy naprężenia 500 MPa skorelowane z pomiarami DIC wykonanymi po 1, 100 000, 250 000 i 301 251 cyklach.	116
Rys. 4.20	Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego dla amplitudy naprężenia 500 MPa wyrażony przez ewolucję parametru uszkodzenia zmęczeniowego D skorelowanego z pomiarami DIC wykonanymi po 1, 100 000, 250 000 i 301 251 cyklach.....	117
Rys. 5.1	Reprezentatywne krzywe rozciągania dla stali 10H2M w stanie dostawy i po eksploatacji (a); powiększony obszar charakterystyki pokazujący różnice w przebiegu rozciągania w zależności od stanu materiału (b).	120
Rys. 5.2	Powierzchnia pęknięcia próbki w stanie dostawy (a) i eksploatowanym (b) po badaniu przy amplitudzie naprężenia 320MPa; powierzchnia pęknięcia próbki w stanie dostawy (c) i eksploatowanym (d) po badaniu przy amplitudzie naprężenia 400MPa.	121
Rys. 5.3	Mikrostruktura stali 10H2M w stanie dostawy (a) i po eksploatacji (b); Obszar pęknięcia dla próbek stali po eksploatacji i tego samego materiału w stanie dostawy poddanych próbom zmęczeniowym przy amplitudzie naprężenia 350MPa (c, d) i 400MPa (e, f)	122
Rys. 5.4	Ewolucja pętli histerezy w wybranych cyklach dla stali w stanie dostawy (a, c) oraz po eksploatacji przez 280 000 godzin (b, d) przy amplitudzie naprężenia ± 320 MPa i ± 400 MPa.	124
Rys. 5.5	Charakterystyka odkształcenie-czas próbek ze stali 10H2M poddanych działaniu amplitudy naprężenia ± 320 MPa (a) i ± 400 MPa (b).	125

Rys. 5.6	Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego dla amplitudy naprężenia równej ± 320 MPa wyrażony zmianami odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli (a); ewolucja parametru uszkodzenia zmęczeniowego D (b).....	127
Rys. 5.7	Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego dla amplitudy naprężenia wynoszącego ± 400 MPa wyrażony zmianami odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli (a); ewolucja parametru uszkodzenia zmęczeniowego D (b).	128
Rys. 5.8	Wyznaczenie granicznej wartości amplitudy naprężenia na podstawie aproksymacji wykładników funkcji potęgowych w przypadku odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ (a) i parametru uszkodzenia zmęczeniowego D (b).....	129
Rys. 5.9	Wyniki eksperymentalne dla stali 10H2M w stanie dostawy i po eksploatacji: wykres S-N (a) i porównanie trwałości eksploatacyjnej (b).	131
Rys. 5.10	Pomiary DIC przeprowadzone na materiale eksploatowanym (a) i w stanie dostawy (b) dla zakresu naprężenia równego 400 MPa; oraz na materiale eksploatowanym (c) i w stanie dostawy (d) dla amplitudy naprężenia równego 350 MPa.	132
Rys. 5.11	Rozłożenie linii profili na powierzchni próbki.	133
Rys. 5.12	Profile odkształcenia w 4 etapach badania zmęczeniowego dla materiału w stanie dostawy przy amplitudzie naprężenia 350 MPa.	134
Rys. 5.13	Profile odkształcenia w 4 etapach badania zmęczeniowego dla materiału w stanie dostawy przy amplitudzie naprężenia 400 MPa.	135
Rys. 5.14	Profile odkształcenia w 4 etapach badania zmęczeniowego dla materiału w stanie po eksploatacji przy amplitudzie naprężenia 350 MPa.	136
Rys. 5.15	Profile odkształcenia w 4 etapach badania zmęczeniowego dla materiału w stanie dostawy przy amplitudzie naprężenia 400 MPa.	137
Rys. 5.16	Wykres profili odkształcenia dla różnych wartości zastosowanej amplitudy naprężenia dla stali po eksploatacji (a) oraz w stanie dostawy (b).....	138
Rys. 5.17	Lokalizacja punktów referencyjnych, na podstawie których rejestrowano przebiegi zmian odkształcenia w trakcie prób zmęczeniowych	139
Rys. 5.18	Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 430 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).	142
Rys. 5.19	Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 400 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).	143
Rys. 5.20	Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 350 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).	144

Rys. 5.21	Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 330 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).	145
Rys. 5.22	Profile odkształcenia poprowadzone wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowane podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 430 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).	146
Rys. 5.23	Profile odkształcenia poprowadzone wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowane podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 400 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).	147
Rys. 5.24	Profile odkształcenia poprowadzone wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowane podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 350 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).	148
Rys. 5.25	Profile odkształcenia poprowadzone wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowane podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 330 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).	149
Rys. 5.26	Przestrzenny rozkład odkształcenia wygenerowany z pomiarów DIC wykonanych podczas badań zmęczeniowych materiału w stanie dostawy (kolor niebieski) i eksploatowanym (kolor czerwony) przy różnych wartościach amplitudy naprężenia.	150
Rys. 5.27	Przebieg odkształcenia w funkcji czasu dla stali 10H2M poddanej cyklicznym obciążeniom o amplitudzie naprężenia wynoszącej 350 MPa.	152
Rys. 5.28	Przebieg odkształcenia w funkcji czasu dla stali 10H2M poddanej obciążeniom cyklicznym o amplitudzie naprężenia wynoszącej 400 MPa.	152
Rys. 5.29	Zmiany parametru uszkodzenia zmęczeniowego D w funkcji liczby cykli otrzymane przy amplitudzie naprężenia 350MPa (a) i 400 MPa (b)	153
Rys. 5.30	Rozwój uszkodzeń zmęczeniowych otrzymanych przy amplitudzie naprężenia 350MPa (a) i 400 MPa (b) wyrażonych odkształceniowym wskaźnikiem uszkodzenia zmęczeniowego φ w funkcji liczby cykli.	154

Spis tabel

Tab. 2.1 Wyniki badań wytrzymałościowych dla różnych stanów materiału [62].....	36
Tab. 2.2 Właściwości stali 15HM (13CrMo4-5) po eksploatacji [55].	37
Tab. 2.3 Właściwości mechaniczne uzyskane podczas statycznej próby rozciągania w temperaturze pokojowej stali P91 [65].....	38
Tab. 3.1 Skład chemiczny próbek wykonanych ze stali P91 przed i po eksploatacji oraz według Polskiej Normy PN 10216-2+A1:2020-05 [157].....	73
Tab. 3.2 Skład chemiczny próbek wykonanych ze stali 10H2M przed i po eksploatacji oraz według Polskiej Normy PN-75/H-84024 [161].	74
Tab. 3.3 Zalety i wady systemów ESPI oraz DIC.	96
Tab. 4.1 Uśrednione parametry mechaniczne stali P91 przed i po eksploatacji oraz według Polskiej Normy PN10216-2+A1:2020-05 [157].	99
Tab. 4.2 Analiza chemiczna wtrąceń w obu reprezentatywnych stanach stali P91 (%wag.).....	100
Tab. 4.3 Parametry mechaniczne stali P91 uzyskane w eksperymencie oraz według Polskich Norm PN 10216-2+A1:2020-05 [157].	109
Tab. 5.1 Parametry mechaniczne stali 10H2M przed i po eksploatacji oraz wg Polskiej Normy PN-75/H-84024 [161].....	120
Tab. 5.2 Wartości graniczne amplitudy naprężenia przy zmęczeniu, wyznaczone z wykorzystaniem krzywej S-N i z aproksymacji krzywych opisujących zmiany odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego, φ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D.	130
Tab. 5.3 Parametry materiałowe uzyskane dla różnych stanów stali 10H2M i porównane ze stalą P91 (X10CrMoVNb9-1)	156

1 Wstęp

1.1 Cel i zakres pracy

Badania zmęczeniowe materiałów mają długoletnią historię, a ich początki wiążą się z rozwojem badań mechanicznych w XIX wieku. Początkowo koncentrowano się głównie na statycznym badaniu wytrzymałości materiałów, ale z czasem zauważono, że materiały mogą ulegać uszkodzeniu pod wpływem powtarzających się obciążeń. Inżynierowie w swoich analizach wskazywali, że materiały mogą ulegać awarii pod wpływem cyklicznych obciążeń, nawet jeśli wywołują wartości naprężenia znacznie poniżej granicy wytrzymałości statycznej.

Stephen Timoshenko, znany amerykański inżynier i matematyk, był jednym z pionierów w dziedzinie wytrzymałości materiałów w początkach XX wieku, który istotnie usystematyzował wiedzę w tym zakresie. Jego prace związane z teorią belek sprężystych i plastycznych miały duży wpływ na rozwój dziedziny.

W miarę rozwoju przemysłu, szczególnie kolejnictwa i lotnictwa, potrzeba zrozumienia zmęczenia materiałów stała się kluczowym aspektem przy projektowaniu konstrukcji. Prace prowadzone w lotnictwie, zwłaszcza podczas I i II wojny światowej, skupiały się na rozwoju nowych stopów metali i technik badawczych, aby zrozumieć, jak materiały reagują na zmęczenie w warunkach dynamicznych. Po II wojnie światowej badania zmęczeniowe stały się obszarem intensywnych badań naukowych. Opracowano zaawansowane metody analizy zmęczenia, a inżynierowie zaczęli stosować nowoczesne techniki, takie jak metalografia, do zrozumienia ewolucji mikrostruktury materiałów poddanych zmęczeniu i towarzyszącym im zmianom właściwości mechanicznych. W latach sześćdziesiątych i siedemdziesiątych XX wieku pojawiły się normowe standardy testów zmęczeniowych, co umożliwiło prowadzenie jednolitych i porównywalnych badań w tej dziedzinie. Organizacje, takie jak ASTM (American Society for Testing and Materials) i ISO (International Organization for Standardization), opracowywały normy dotyczące testów zmęczeniowych, które do dziś stosuje się w laboratoriach.

Dzięki postępom w dziedzinie badań zmęczeniowych możliwe stało się projektowanie bardziej niezawodnych konstrukcji, zwłaszcza w obszarze lotnictwa, motoryzacji i energetyki. Badania zmęczeniowe są obecnie nieodłącznym elementem rozwoju nowych materiałów i technologii, a ich historia stanowi fascynujący przykład, jak nauka i inżynieria wspólnie przyczyniają się do poprawy bezpieczeństwa i wydajności materiałów i konstrukcji w różnych gałęziach przemysłu. Obecnie, uwzględnienie obciążenia cyklicznego w projektowaniu konstrukcji jest warunkiem koniecznym, ponieważ 80–90% przypadków pęknięć w elementach metalowych wynika ze zmęczenia (obciążenia cyklicznego) generowanego przez nieciągłości geometryczne. Fakt ten podkreśla, jak ważnym zagadnieniem we współczesnym świecie pozostaje monitorowanie rozwoju degradacji materiałów i konstrukcji.

Mając na uwadze wyzwania stawiane przez przemysł energetyczny, za cel badań prowadzonych w niniejszej pracy przyjęto ocenę możliwości wykorzystania optycznych

systemów pomiarowych podczas badania próbek materiałów, poddanych długotrwałej eksploatacji w warunkach podwyższonej temperatury i ciśnienia wewnętrznego na ich wytrzymałość, ze szczególnym uwzględnieniem wysoko i niskocyklowego zmęczenia. Dodatkowo podjęto próby określenia dynamiki rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego, używając w tym celu parametrów uszkodzenia materiału - odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego φ oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D.

Procedura badawcza polegała na zaprojektowaniu geometrii próbek oraz programu badań wytrzymałościowych dla materiałów dostarczonych w postaci wycinków rur ze stali energetycznych X10CrMoVNb9-1 (P91) oraz 10CrMo9-10 (10H2M) w stanie dostawy i po długotrwałej eksploatacji w temperaturze 540°C, wynoszącej odpowiednio 80 000 godzin, przy oddziaływaniu wewnętrznego ciśnienia 8,4 MPa oraz po eksploatacji 280 000 godzin w warunkach ciśnienia wewnętrznego 2,9 MPa. Próbki, ze względu na przeznaczenie, zostały podzielone na dwie grupy – próbki płaskie do badań zmęczeniowych przy obciążeniach jednostronnych (generujące naprężenie o tym samym znaku), z użyciem optycznych systemów pomiarowych oraz próbki klepsydryczne do badań zmęczeniowych przy obciążeniach symetrycznych. W obu przypadkach celem było wyznaczenie parametrów uszkodzenia materiału.

Program badań składał się z trzech etapów. Pierwszy etap dotyczył scharakteryzowania właściwości badanego materiału poprzez statyczną próbę rozciągania w temperaturze pokojowej dla określenia wartości modułu Younga, granicy wytrzymałości R_m , umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ oraz wydłużenia przy zerwaniu A. W etapie drugim, materiał został poddany badaniu zmęczeniowemu na próbkach płaskich z użyciem systemu DIC oraz ESPI. Zastosowano obciążenia odzerowo-tętniące, w celu oceny efektywności zastosowania systemów optycznych w monitorowaniu rozwoju uszkodzenia. Następnie wykonano badania zmęczeniowe przy obciążeniach symetrycznych na próbkach klepsydrycznych. Głównym celem było określenie ewolucji odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego φ oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D w funkcji liczby cykli do zniszczenia. Próbki po testach wytrzymałościowych zostały poddane badaniom mikrostrukturalnym z wykorzystaniem mikroskopii świetlnej i skaningowej, ze szczególnym naciskiem na analizę fraktograficzną przełomów zmęczeniowych. Przedstawione zostały zmiany strukturalne materiału po badaniach zmęczeniowych w celu wykazania schematu zmian zachodzących w materiale wskutek długotrwałej degradacji materiału pod wpływem działania wysokiej temperatury.

Wyniki badań zostały przedstawione, jako wykresy, zdjęcia oraz analizy porównawcze.

1.2 Teza pracy

Aby skutecznie monitorować stopień rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych stali energetycznych P91 i 10H2M z wykorzystaniem optycznych systemów pomiarowych oraz efektywnie określić wpływ degradacji materiału na dynamikę i rozwój jego uszkodzenia, sformułowano następujące tezy naukowe pracy:

- *Poziom degradacji materiału, powodując zmiany w mikrostrukturze i obniżenie właściwości wytrzymałościowych materiału wskutek długotrwałej ekspozycji wysokotemperaturowej, determinuje charakter i dynamikę rozwoju jego uszkodzenia w warunkach eksploatacyjnych.*
- *Dobrze zdefiniowane mierzalne wskaźniki uszkodzenia zmęczeniowego mogą stanowić konkurencyjną alternatywę dla określania wytrzymałości zmęczeniowej z wykresów Wöhlera dając jednocześnie znacznie więcej danych o stopniu uszkodzenia materiałów poddawanych obciążeniom cyklicznym, zwłaszcza na wczesnym etapie jego rozwoju.*
- *Wybór optycznego systemu pomiarowego może mieć istotny wpływ na efektywne monitorowanie stopnia degradacji materiału i jego postępu wskutek cyklicznego obciążania.*

1.3 Zmęczenie materiałów – charakterystyka zagadnienia

Zmęczenie to zjawisko występujące, gdy materiał poddawany jest cyklicznym obciążeniom o charakterze stałym lub zmiennym w czasie. Zmiany właściwości materiału spowodowane tego typu obciążeniami skutkują jego osłabieniem i w konsekwencji prowadzą do jego uszkodzenia, a w efekcie końcowym do nagłego zniszczenia. Nawet obciążenia cykliczne generujące wartości naprężenia niższe od granicy plastyczności mogą powodować znaczne obniżenie właściwości wytrzymałościowych, co w kontekście całej konstrukcji stanowić może istotne zagrożenie skutkujące zarówno jej awarią, jak i zniszczeniem będącymi bezpośrednim niebezpieczeństwem dla zdrowia i życia ludzkiego. Powszechnie wiadomo, że zdecydowana większość awarii lub katastrof powstaje w trakcie eksploatacji i ma często za przyczynę proces zmęczeniowy. Dlatego tak ważnym jest prawidłowe oszacowanie trwałości zmęczeniowej materiału, aby zapewnić długotrwałe i bezpieczne funkcjonowanie danej konstrukcji. Obciążenie oddziałujące na materiał może mieć różny charakter. Szczególnym przypadkiem cyklicznego obciążenia często stosowanego zarówno w warunkach laboratoryjnych, jak i rzeczywistych konstrukcjach jest obciążenie sinusoidalne. Na jego podstawie określone są właściwości zmęczeniowe materiałów lub elementów konstrukcyjnych. Oczywiście podobnie postępuje się w odniesieniu do innych typów obciążenia zmęczeniowego. Elementy maszyn, które w swojej pracy poddawane są obciążeniom cyklicznym należy zwłaszcza monitorować pod kątem zmęczenia, szczególnie jeśli ich wadliwe funkcjonowanie zagraża zdrowiu lub życiu człowieka. Należy w tym miejscu zwrócić uwagę na elementy pracujące w lotnictwie (np. elementy turbin, części kadłuba i skrzydeł), motoryzacji (np. elementy silników i zawieszania) czy energetyce (np. kotły, rurociągi). Aby poprawnie wyznaczyć żywotność danego elementu, kluczowe znaczenie ma zrozumienie istoty zjawiska zmęczenia. Do obliczeń projektowych materiałów pod kątem ich trwałości zmęczeniowej, badania próbek przeprowadza się w specjalistycznych laboratoriach. Tam wyznacza się najbardziej powszechne charakterystyki zmęczeniowe podczas prób

sterowanych zarówno sygnałem naprężeniowym (zalecane w przypadku zmęczenia wysokocyklowego), jak i odkształceniowym (dla reżimu niskocyklowego) [1].

W literaturze naukowej można znaleźć wiele modeli związanych z wyznaczaniem trwałości zmęczeniowej w oparciu o podejście naprężeniowe. Najbardziej znanymi związkami są równania zaproponowane przez Wöhlera [2] i Basquina [3]. Według Wöhlera, wykres zmęczeniowy prezentowany w formie krzywej S-N jest zapisany jako:

$$\log N_f = a - b\sigma_a \quad (1.1)$$

gdzie: N_f – trwałość zmęczeniowa określona liczbą cykli do zniszczenia, σ_a – amplituda naprężenia, a , b – stałe materiałowe. Model krzywej zaproponowany przez Basquina [3] jest w zasadzie zmodyfikowanym modelem krzywej S-N autorstwa Wöhlera, a wyrażony jest przez równanie:

$$\log N_f = a - b \log \sigma_a \quad (1.2)$$

Kolejną wykorzystywaną charakterystyką zmęczeniową opracowaną w 1914 r. było równanie Stromeyera ([4]), zapisywane jako:

$$\log N_f = a - b \log (\sigma_a - \sigma_{af}) \quad (1.3)$$

gdzie: σ_a – amplituda naprężenia, σ_{af} – granica zmęczenia.

W 1955 roku Corson [5] opracował model, który można przedstawić w następującej postaci:

$$N_f = \frac{a}{\sigma_a - \sigma_{af}} \exp[-c(\sigma_a - \sigma_{af})] \quad (1.4)$$

Logarytmując obustronnie równanie (1.4) otrzymujemy

$$\ln N_f = \ln a - \ln(\sigma_a - \sigma_{af}) - c(\sigma_a - \sigma_{af}) \quad (1.5)$$

Pewną odmianą tego związku jest zależność zaproponowana w pracy Bastenaire'a [6]:

$$\ln N_f = \frac{a}{\sigma_a - \sigma_{af}} \exp \left[- \left(\frac{\sigma_a - \sigma_{af}}{b} \right)^c \right] \quad (1.6)$$

która po obustronnym zlogarytmowaniu prowadzi do następującego równania

$$\ln N_f = \ln a - \ln(\sigma_a - \sigma_{af}) - \left(\frac{\sigma_a - \sigma_{af}}{b} \right)^c \quad (1.7)$$

W 1999 r. Pascual i Meeker [7] zaproponowali jeszcze inne podejście, wyrażone równaniem

$$\ln N_f = a + b \log(\sigma_a - \sigma_{af}) + \vartheta \quad (1.8)$$

gdzie: ϑ oznacza błąd obliczeniowy.

Zastępując błąd obliczeniowy stałą wyrażoną przez $(\alpha + \epsilon)$, powyższe równanie przyjmuje podobną postać, jak w modelu Stromeyera, z tym wyjątkiem, że Pascual i Meeker sugerują zastosowanie logarytmu naturalnego

$$\ln N_f = a - b \log(\sigma_a - \sigma_{af}) \quad (1.9)$$

W tym samym roku Kato i Hayashi [8] wprowadzili zależność:

$$\log \sigma_a = a - b \log(\log N_f) \quad (1.10)$$

Natomiast Kohout [9] wprowadził nowy model uwzględniający wpływ temperatury, co doprowadziło do rozwinięcia modelu Basquina

$$\log \sigma_a(N_f, T) = \log a^* + b \log N_f + c \log T \quad (1.11)$$

gdzie: a^* , b – parametry równania (stałe modelu regresji), T – temperatura, w której przeprowadzane są badania, c – parametr uwzględniający wpływ temperatury wyrażany jako:

$$c = \left. \frac{\partial \log \sigma_a(N_f, T)}{\partial \log T} \right|_{N_f = \text{const}} \quad (1.12)$$

Jeżeli założyć, że model Basquina jest prawidłowy dla pewnej wartości temperatury odniesienia, wówczas powyższe równanie ma stałą wyprowadzoną z modelu Basquina i można ją zapisać jako:

$$\sigma_a(N_f, T) = a \left(\frac{T}{T_0} \right)^c N_f^b \quad (1.13)$$

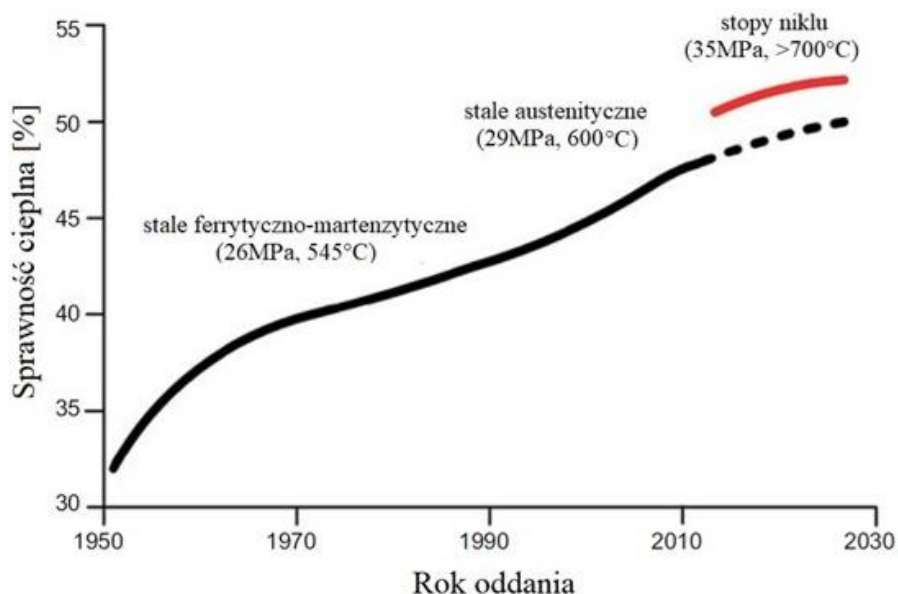
co oznacza, że $\sigma_a = a' N_f^b$. Wzór ten po zlogarytmowaniu daje w rezultacie wzór Basquina [3]. Współczynniki występujące we wszystkich modelach wyznaczone są poprzez dopasowanie krzywej teoretycznej do punktów doświadczalnych. W tym celu stosuje się metodę najmniejszych kwadratów oraz dla modeli nieliniowych algorytm Gaussa-Newtona. Cechą wspólną dla wspomnianych modeli jest fakt, że opierają się one na sformułowaniu o charakterze naprężeniowym. Natomiast w przypadku badań zmęczenia niskocyklowego stosowane są modele zmęczenia sformułowane w ujęciu odkształceniowym, uwzględniające zarówno odkształcenia plastyczne, jak i sprężyste. Jeden z najczęściej stosowanych modeli to model Mansona-Coffina-Basquina (MCB):

$$\varepsilon_{a,t} = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (1.14)$$

gdzie: $\varepsilon_{a,t}$ – amplituda odkształcenia wyrażona amplitudą odkształcenia sprężystego $\varepsilon_{a,e}$ i amplitudą odkształcenia plastycznego $\varepsilon_{a,p}$, $2N_f$ – liczba nawrotów, E – moduł sprężystości, σ'_f , b – współczynnik i wykładnik wytrzymałości zmęczeniowej, ε'_f , c – współczynnik i wykładnik plastyczności.

1.4 Materiały w energetyce i problemy wynikające z ich eksploatacji

Badania stali energetycznych od końca XIX wieku wymuszały rozwój elektryfikacji świata, gdy energię elektryczną zaczęto produkować masowo, przede wszystkim z zasobów kopalnych, a nowoczesność instalacji określał stopień sprawności cieplnej. Zgodnie z danymi literaturowymi [10], sprawność cieplna najbardziej wydajnych polskich elektrowni wynosiła średnio do 33%, podczas gdy na świecie osiągała do 36%, a przy nowoczesnych na owe czasy blokach nawet do 42% - 46%. Aby poprawić sprawność cieplną elektrowni należało użyć nadkrytycznych parametrów pary, czyli temperatury powyżej 540°C i ciśnienia powyżej 18 MPa. Należy podkreślić, iż 10% wzrost wydajności wytwarzania energii prowadzi do wzrostu temperatury z 540°C do 650°C, zaś ciśnienia wewnętrznego z 18 MPa do 30 MPa [11]. Mimo rosnącej potrzeby produkcji energii ze źródeł alternatywnych, widoczne jest ciągłe zainteresowanie modernizacją i inwestycjami aktualnie działających bloków energetycznych na nadkrytyczne parametry, wytwarzające energię z kopalin, takich jak węgiel brunatny lub kamienny. Współcześnie prowadzone są projekty i badania, które wymagają uwzględnienia jeszcze wyższych parametrów, gdzie temperatura dochodzi do 700°C a ciśnienie przekracza 30 MPa [10]. Dla przykładu na Rys. 1.1 przedstawiono wzrost sprawności cieplnej elektrowni węglowych w Niemczech [12], [13], [14] i towarzyszące temu zmiany w rodzaju zastosowanych materiałów. Dotychczasowy rozwój i stosowanie parametrów nadkrytycznych pozwala na budowę bloków energetycznych o sprawności cieplnej sięgającej nawet 48%, co równocześnie zmniejsza emisję szkodliwych substancji do atmosfery i ogranicza koszty wytwarzania energii elektrycznej. Osiągnięcie wspomnianych wartości sprawności cieplnej możliwe będzie jednak jedynie po wykorzystaniu nowoczesnych stali austenitycznych czy kosztownych stopów niklu.



Rys. 1.1 Rozwój bloków energetycznych w Niemczech w elektrowniach węglowych [15].

W ostatnich dwóch dziesięcioleciach wiele nowych gatunków stali chromowych ulepszono pod względem wytrzymałości na pełzanie w temperaturach do 600°C i powyżej. Dzięki temu z powodzeniem wykorzystuje się je w wysokotemperaturowych częściach kotłów, przewodów parowych oraz turbin elektrowni nadkrytycznych [16], [17], [18], [19]. Idący w tym kierunku rozwój w energetyce jest możliwy jedynie w połączeniu z rozwojem materiałów konstrukcyjnych, głównie stali przeznaczonych do pracy w podwyższonej temperaturze.

W grupie stali, które wykazują odporność na pełzanie można wyróżnić wiele gatunków, różniących się składem chemicznym i mikrostrukturą, a także warunkami zastosowanej obróbki cieplnej. Najbardziej istotne elementy kotłów, czyli rury cienkościennie, przegrzewacze pary i rekuperatory, jak i grubościennie podgrzewacze pary, rurociągi i piece, wymagają odpowiedniej odkształcalności termicznej, spawalności i obróbki cieplnej [20], [21]. Istotne jest, aby stale te miały również odpowiednie właściwości mechaniczne, np. wytrzymałość na pełzanie, a biorąc pod uwagę cykliczność obciążeń – dobrą odporność na niskocyklowe zmęczenie cieplne. Kolejnym ważnym parametrem jest odporność na utlenianie, zapewniające ograniczenie tworzenia się tlenków na wewnętrznych ściankach rur i stąd nadmiernego wzrostu temperatury ścian. Z kolei odpowiednia odporność na korozję pozwala minimalizować straty materiałowe ze strony wnętrza pieca. Stale odporne na pełzanie możemy sklasyfikować pod względem strukturalnym na ferrytyczne, ferrytyczno-perlityczne, ferrytyczno-bainityczne, austenityczne, bainityczne i martenzytyczne. Wymienione stale w zależności od składu chemicznego i zawartych dodatków stopowych mogą pracować w zakresie temperatury od 400°C do 620°C, a w przypadku stali austenitycznych nawet do 700°C [22]. Głównym składnikiem odpowiadającym za odporność na korozję i utlenianie stali ferrytycznych jest chrom. Mikrostruktura hartowanego martenzytu oraz dodatki twardych węglików takich pierwiastków, jak niob, molibden, wanad, czy wolfram odpowiadają za uzyskanie odpowiednio wysokiej odporności na pełzanie. Problemem takich stali staje się pogarszająca spawalność postępująca wraz ze wzrostem zawartości pierwiastków stopowych.

Rozwiązaniem tego problemu technologicznego jest zastosowanie szeregu środków bezpieczeństwa podczas spawania, jak na przykład wstępne podgrzewanie, czy monitorowanie przenikalności cieplnej, ale przede wszystkim ograniczenie zakresu zmian parametrów spawania. Na podstawie danych literaturowych można stwierdzić, że trend wykorzystania stali konstrukcyjnych w elektrowniach i ciepłowniach pozostaje nadal stabilny. Konieczność zwiększenia wydajności bloków energetycznych, czyli budowy kotłów dużej mocy o parametrach nadkrytycznych, wiąże się z rozwojem stali działających w warunkach pełzania. Obecnie, przykładem postępu w nowoczesnych materiałach tego typu jest stal martenzytyczna X12CrCoWVNb12-2-2 z dodatkiem kobaltu i wolframu znana w Europie pod nazwą VM12-SHC lub też nowa stal X13CrMoCoVNbNB9-2-1 oznaczona symbolem PB2. Wśród rozpatrywanych grup strukturalnych materiałów dla energetyki konwencjonalnej przeznaczonych na konstrukcje stalowe największe szanse wykorzystania w przyszłości będą miały [16]:

- stale niskostopowe o strukturze ferrytyczno-perlitycznej: 13CrMo4-5 (15HM) i 10CrMo9-10 (10H2M);
- stale stopowe o strukturze bainitycznej: 7CrWVMoNb9-6 (T/P23) i 7CrMoVTiB10-10 (T/P24);
- stale stopowe o strukturze martenzytycznej: X10CrMoVNb9-10 (T/P91), X10CrWMoVNb9-2 (T/P92), X12CrCoWVNb12-2-2 (VM12-SHC) i 12Cr3W3CoVNbTaNdN (SAVE12);
- stale stopowe o strukturze austenitycznej: 18Cr8NiWNbN (Super 304H), X7CrNiNb18-10 (347H) i 25Cr20Ni0.4Nb0.2N (HR3C).

Wybór odpowiedniego materiału do zastosowania w przemyśle energetycznym musi być poprzedzony wieloma badaniami mechanicznymi i strukturalnymi. Jednym ze zjawisk wpływających na rozwój dynamiki uszkodzeń strukturalnych są zmiany stanu naprężenia pod wpływem obciążeń eksploatacyjnych (mechanicznych, termicznych i środowiskowych) oraz wynikające z nich zmiany mikrostrukturalne. Tryb ciągłej pracy tych instalacji wymaga odpowiedniego kontrolowania ich stanu degradacji z jednoczesnym monitorowaniem rozwoju potencjalnych uszkodzeń, jakie powstają w materiale na każdym etapie eksploatacji. Badania nieniszczące pracujących konstrukcji są powszechnie stosowane, dzięki czemu można wydłużyć okres eksploatacji danego elementu bez konieczności jego wymiany czy też zatrzymywania całego bloku grzewczego, generującego znaczne koszty. Proces degradacji struktury stali w elektrowni wiąże się również z wpływem warunków pracy (wysoka temperatura i ciśnienie), w których zachodzą takie procesy, jak grafityzacja, kruchość wodorowa i korozja wżerowa. Ponadto, istnieje destrukcyjny efekt przekroczenia nominalnych parametrów operacyjnych, intensyfikujących dynamikę rozwoju wyżej wymienionych procesów. W praktyce przemysłowej uszkodzenie części ciśnieniowej kotłów jest wynikiem więcej niż jednego rodzaju procesu rozkładu. W wielu przypadkach jest to złożony proces, który jest determinowany przez co najmniej dwa lub więcej głównych czynników. Elementy konstrukcyjne w energetyce eksploatowane są w warunkach lokalnej akumulacji naprężenia, niestacjonarnych pól temperaturowych i równoczesnych obciążeń

mechanicznych. Działają również pod wpływem efektów środowiskowych w połączeniu ze zmianami niejednorodności struktury materiału, powodując pogorszenie właściwości mechanicznych. Dodatkowe okresowe przeciążenia losowe powodują narażenie tych materiałów na występowanie lokalnie nagromadzonego odkształcenia plastycznego i różnego rodzaju uszkodzeń, zwykle w strefach naprężenia powodowanych przez nacięcia mechaniczne, nacięcia strukturalne i duży gradient temperatury [10]. Dalsza degradacja mikrostruktury materiału może być spowodowana ruchem defektów sieci krystalicznej, koncentracją tych defektów w pobliżu przeszkód uniemożliwiających dalszy ruch (granice ziaren, wtrącenia) tworzącą tzw. trwałe pasmo poślizgowe, a także inne procesy, takie jak dyfuzja czy przemiany fazowe wywołane przez naprężenia lub temperaturę [23]. Zjawiska te doprowadzają do zarodkowania i wzrostu mikropęknięć, a na końcowym etapie procesu uszkodzenia powstaje dominujące pęknięcie, które następnie rozwija się w elemencie konstrukcyjnym, aż osiągnie rozmiar krytyczny. Po osiągnięciu krytycznej wielkości, obciążenie eksploatacyjne może spowodować jego niekontrolowany wzrost prowadzący do zniszczenia konstrukcji [24], [25].

2 Usytuowanie tematyki rozprawy w świetle aktualnego stanu wiedzy

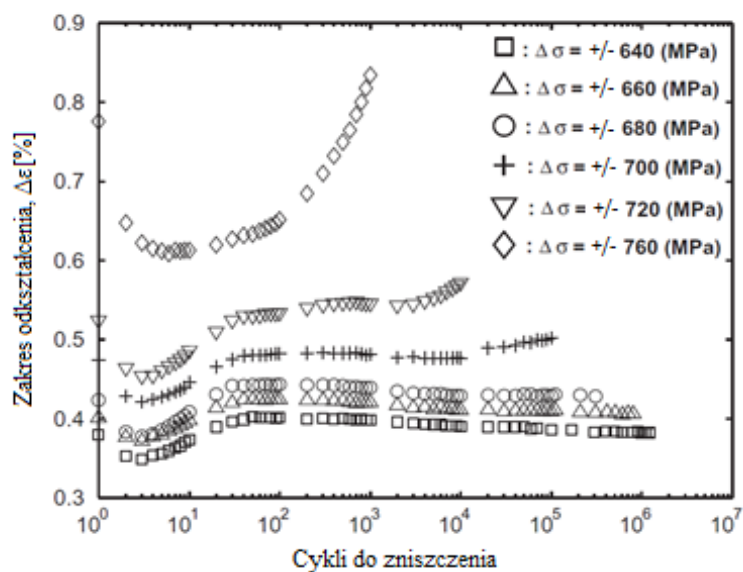
Elementy konstrukcyjne wykonane ze stali energetycznych mogą być poddawane różnego rodzaju obciążeniom: na przykład monotonicznie malejącym/rosnącym wywołującym ściskanie/rozciąganie, obciążeniom cyklicznym wywołującym proces zmęczenia, obciążeniom stałym prowadzącym do pełzania, lub obciążeniom dynamicznym [26], [27], [28], [29]. Wysoko cykliczne obciążenie determinuje trwałość i bezpieczeństwo elementów elektrowni pracujących przeważnie w złożonym stanie naprężenia przy wysokiej temperaturze. Badania materiałów, elementów konstrukcyjnych poddawanych naturalnym warunkom pracy pozwalają zaobserwować zmiany strukturalne będące ich skutkiem. Rozwój stalowych materiałów energetycznych jest nieodłącznie związany z postępem technologicznym i zrozumieniem unikalnych wymagań stawianych przez współczesną energetykę. Niniejsza praca stanowi wkład w poszerzanie tej wiedzy oraz w poszukiwanie nowych rozwiązań, które mogą znaleźć w przyszłości zastosowanie praktyczne w elektrowniach węglowych.

Stale energetyczne są narażone zarówno na działanie wysokiej temperatury, jak i występowanie szoków termicznych podczas ich eksploatacji. Niestety dane dostępne z przeglądu literatury nie pozwalają w pełni zrozumieć mechanizmów uszkodzeń stali energetycznych poddawanych długotrwałej eksploatacji w wysokiej temperaturze i złożonemu obciążeniu [30]-[40]. W polskiej energetyce materiałem najpowszechniej wykorzystywanym do produkcji przegrzewaczy pary, zbiorników pary, zbiorników ciśnieniowych i rurociągów parowych, przeznaczonych do pracy w zakresie temperatur do 650°C, jest stal 10H2M, która jest aktualnie zastępowana nowocześniejszą stalą P91, dlatego też oba te gatunki zostały wybrane, jako materiały przeznaczone do kompleksowych badań opisywanych w dalszej części pracy.

2.1 Badania wpływu degradacji materiałów na dalszą ich eksploatację

Na zmiany właściwości materiału wpływa wiele czynników pojawiających się podczas jego użytkowania. Zmiany te można uzyskać w warunkach laboratoryjnych stosując różne metody badawcze i wykorzystując możliwości współczesnych maszyn wytrzymałościowych. Każda z metod daje konkretne zbiory danych przydatnych w analizie zarówno rzeczywistych parametrów materiałowych, jak i do prowadzenia symulacji komputerowych z wykorzystaniem różnych kodów numerycznych.

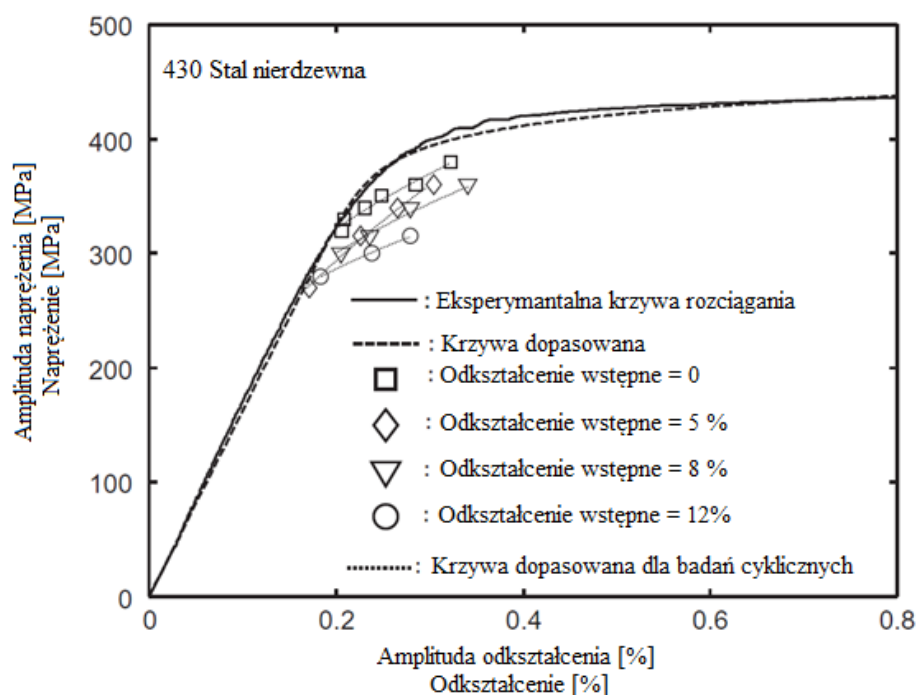
Badania pełzania w wysokiej temperaturze powodują znaczne zmiany strukturalne materiału oraz prowadzą do powstawania pustek zmieniających jego właściwości mechaniczne. Aby dokładnie scharakteryzować zachodzące przemiany strukturalne, badania mechaniczne powinny być sprzężone z badaniami mikrostrukturalnymi [41]. Zmiany materiałowe zachodzące podczas zmęczenia, w zależności od intensywności naprężenia i liczby zadanych cykli, mogą z jednej strony materiał umocnić a z drugiej spowodować trwałe jego uszkodzenie. Badania zmęczeniowe poprzedzone wstępnym odkształceniem materiału podczas monotonicznego obciążenia na maszynie wytrzymałościowej wykazują istotne zmiany w żywotności materiału w zależności od rodzaju i stopnia zadanego odkształcenia wstępnego. Badania takie są prowadzone w celu oceny zmian właściwości mechanicznych materiałów po na przykład formowaniu matrycowym. W takim przypadku stosuje się badania na materiale wstępnie odkształconym wskutek deformacji uzyskiwanej przy osiowym rozciąganiu w temperaturze pokojowej. Następnie próbki są poddawane zmęczeniu przy różnych wartościach amplitudy naprężenia lub odkształcenia w zależności od zastosowanych sygnałów sterowania. Przykładowe wyniki takich badań przedstawiono na Rys. 2.1. Wykres przedstawia odpowiedź materiału w postaci przyrostu odkształcenia dla zadanej amplitudy naprężenia, aż do chwili zniszczenia. Zaobserwowany spadek żywotności materiału odniesiony do odkształcenia początkowego potwierdza istotną jego zależność od wstępnego stanu odkształcenia w odniesieniu do zastosowanej amplitudy naprężenia. Należy zauważyć, że dla zakresu amplitudy naprężenia od 640 MPa do 680 MPa następuje powolny wzrost zakresu odkształcenia w początkowych cyklach do stabilnej wartości utrzymującej się niemal do momentu zniszczenia. Zastosowanie wysokiej amplitudy naprężenia przekraczającej 700 MPa prowadzi do ciągłego wzrostu zakresu odkształcenia w funkcji liczby cykli do zniszczenia, osiągając prawie eksponencjalny wzrost dla amplitudy 760 MPa.



Rys. 2.1 Zakres odkształcenia stali nierdzewnej (typ 430) poddanej symetrycznemu obciążeniu cyklicznemu [42].

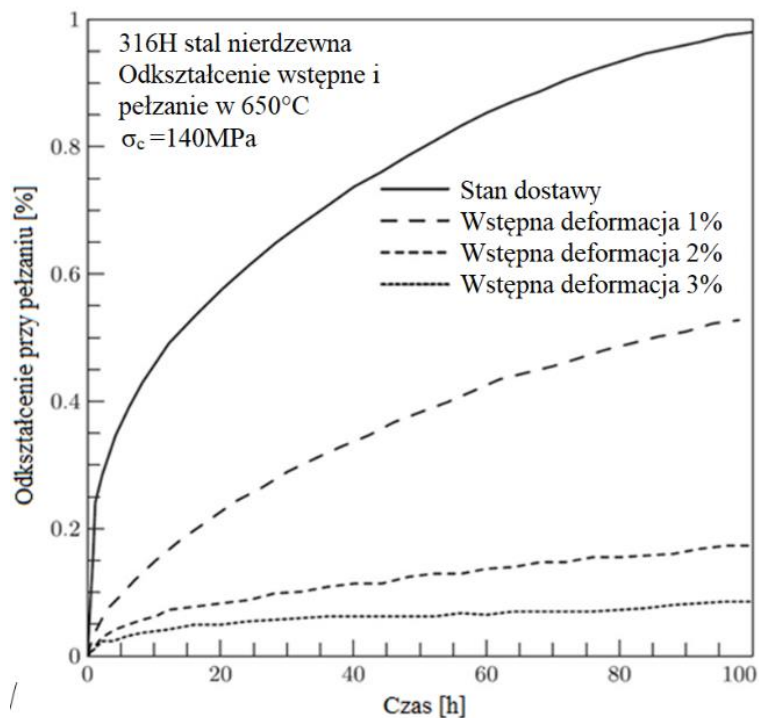
W odniesieniu do dynamiki rozwoju uszkodzenia, na przedstawionym wykresie początkowo widoczny stopniowy spadek akumulacji odkształcenia materiału, po którym następuje stabilizacja. W przypadku niższej wartości amplitudy naprężenia (<680 MPa) można zauważyć stabilizację odkształcenia materiału w dalszej części badania sugerującą powolny rozwój uszkodzenia w kolejnych cyklach zmęczeniowych. Natomiast w przypadku wyższych wartości amplitudy naprężenia, po początkowym umocnieniu następuje znaczny przyrost odkształcenia powodujący dynamiczny rozwój uszkodzenia, co z kolei prowadzi do szybkiego zniszczenia próbki. Wyniki doświadczalne skonfrontowano z obliczeniami numerycznymi potwierdzającymi zaobserwowane efekty przy zastosowanej historii obciążenia. Badania wykazały znaczny spadek wytrzymałości stali nierdzewnej 430 wyrażający się obniżeniem naprężenia w odniesieniu do zastosowanej wartości odkształcenia wstępnego. Największe różnice przekraczające 50 MPa były obserwowane dla materiału wstępnie odkształconego do 12% przy amplitudzie odkształcenia przekraczającej 0.2%, uzyskując tym samym 16% spadek wytrzymałości.

Kolejnym rodzajem badań porównawczych jest wykonanie prób pełzania na próbkach wstępnie odkształconych na maszynie wytrzymałościowej. W tym przypadku badania mechaniczne były połączone z obserwacjami makroskopowymi, skupiając się w szczególności na skutkach, jakie występują po zadaniu wstępnego odkształcenia. Wyniki można podzielić na dwie grupy, zgodnie z obserwowanym wpływem na odkształcenie przy pełzaniu [42]. Pierwsza grupa wyników pokazuje zmniejszenie prędkości odkształcania przy pełzaniu po wstępnej deformacji, a druga wzrost maksymalnego odkształcenia przy pełzaniu. Oprócz wpływu na odkształcenie pełzania, wstępna deformacja materiału może również mieć istotny wpływ na zachowanie przy pękaniu próbki, wyrażony zwiększeniem między innymi ciągliwości i przyspieszeniem wzrostu pęknięć.



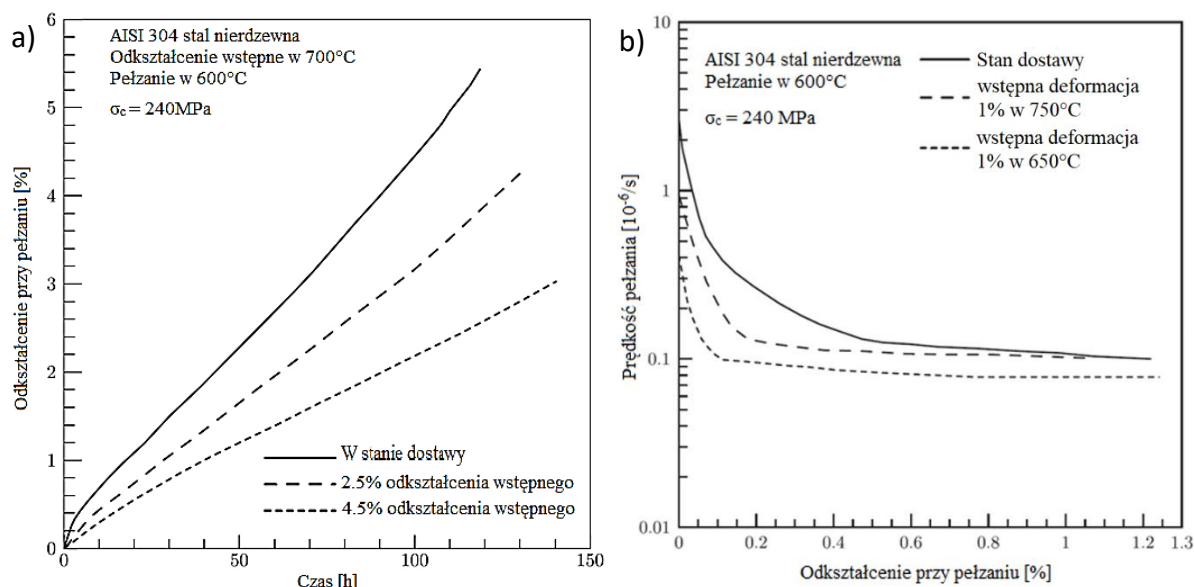
Rys. 2.2 Porównanie krzywych rozciągania materiału wstępnie zdeformowanego do 5%, 8% i 12% do charakterystyki tego samego materiału w stanie dostawy [43].

Badania porównawcze wpływu wstępnego odkształcenia na charakterystykę zachowania materiału w trakcie próby pełzania zaprezentowano również na przykładzie stali 316H [43]. Próbki wygrzewane w temperaturze 650°C przez 20h a następnie rozciągane do określonych wartości odkształcenia zostały w kolejnym etapie programu badań poddane pełzaniu w tej samej temperaturze przy naprężeniu 140 MPa (Rys. 2.3.). Na charakterystyce przedstawiającej odkształcenie pełzania w funkcji czasu pełzania widoczne jest obniżenie o prawie 50% odkształcenia po 100 godzinach przy zastosowaniu wstępnego odkształcenia jedynie na poziomie 1%. Przedstawione zależności są diametralnie różne od tych obserwowanych w przypadku badania wpływu wstępnej deformacji na wytrzymałość zmęczeniową (Rys.1.3). Zastosowanie wstępnego odkształcenia do wartości 3% powoduje niemal 90% zmniejszenie odkształcenia przy pełzaniu dla stali nierdzewnej 316H po 100h trwania próby. Warto również zauważyć znaczący wpływ wstępnego odkształcenia na dynamikę rozwoju uszkodzenia: im wyższa wartość wstępnego odkształcenia tym wolniejszy przebieg procesu pełzania wyrażający się wzrostem liniowości krzywej pełzania w trakcie rozpatrywanego przebiegu próby. Widać istotne ograniczenie czasu trwania pierwszego okresu pełzania na rzecz etapu drugiego.



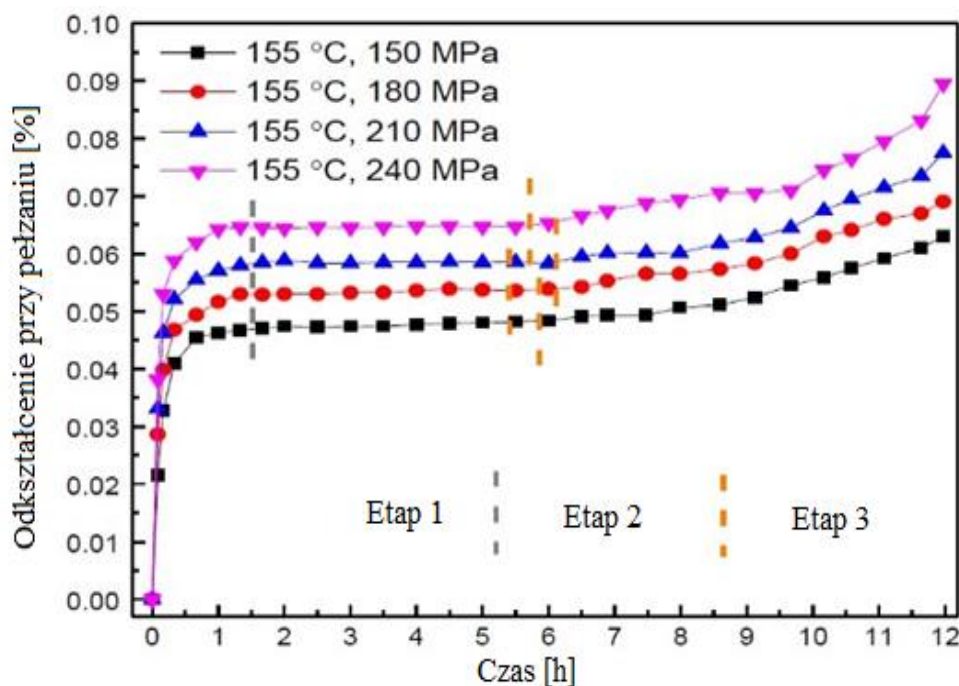
Rys. 2.3 Efekt odkształcenia wstępnego na krzywą pełzania stali nierdzewnej 316H [43].

Podobny trend zaobserwowano również dla stali nierdzewnej 304 poddanej wstępnemu obciążeniu a następnie próbie pełzania w 600°C (Rys. 2.4a), z tym, że w przypadku analizowanej pracy, zmienną była również temperatura wstępnego odkształcenia z zakresu 650°C - 750°C [44]. Ponownie zastosowanie wstępnego odkształcenia wynoszącego 2,5% oraz 4,5% spowodowało obniżenie odkształcenia przy pełzaniu po czasie 120h o odpowiednio 45% oraz 65%. Rys. 2.4b ilustruje obniżenie prędkości pełzania próbek wstępnie odkształconych w różnej temperaturze, co wskazuje na efekt umocnienia materiału podczas pełzania niezależnie od temperatury, w której prowadzono wstępną deformację. Można jednak zauważyć, że im niższa temperatura prowadzenia procesu wstępnego odkształcenia tym stopień umocnienia wyższy. Podobne wyniki jak w pracy [44] uzyskano w [45], [46], [47], [48].



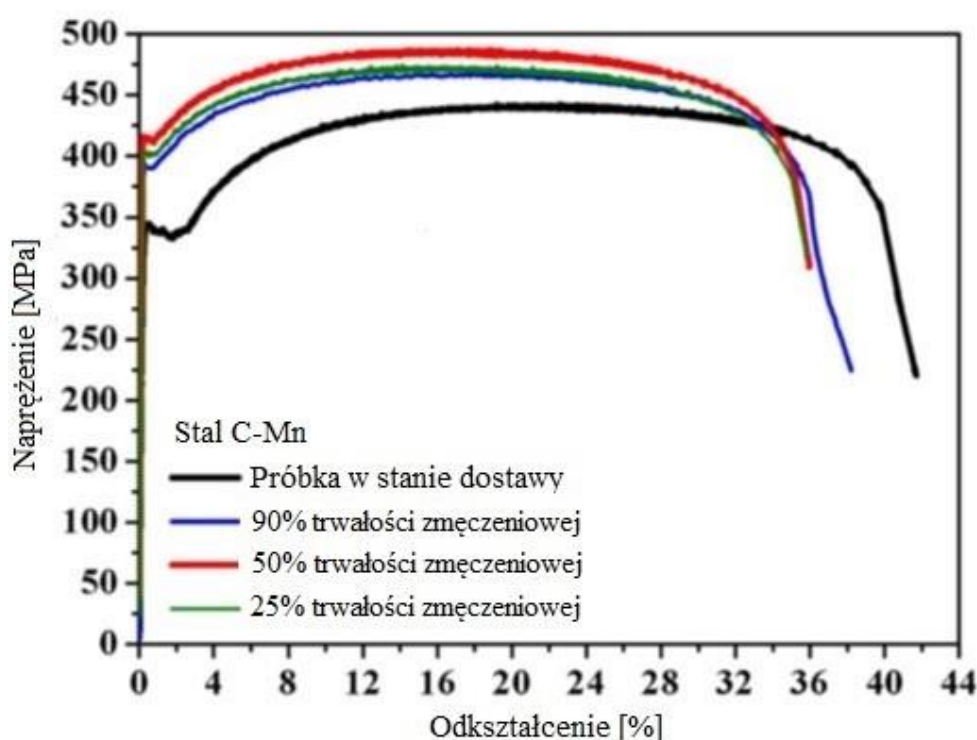
Rys. 2.4 Efekty wywołane wstępną deformacją plastyczną: wpływ wartości deformacji na krzywe pełzania (a), wpływ temperatury, przy której wywoływano deformację plastyczną na prędkość pełzania (b) [44].

Najczęstszą formą charakteryzacji materiałów przy pełzaniu są próby wykonywane przy różnych wartościach naprężenia nominalnego. Przykładowe wyniki takich badań zamieszczono na Rys. 2.5, gdzie przy tej samej temperaturze i zwiększającym się obciążeniu próbek ze stopu aluminium widać istotny wzrost odkształcenia w każdym z trzech etapów pełzania [49]. Ponadto, można zaobserwować zmiany w długości trwania pierwszego i drugiego etapu pełzania. Dla rozpatrywanej historii deformacji materiału skraca się czas trwania pierwszego etapu pełzania wraz ze wzrostem wartości naprężenia nominalnego i praktycznie pomijalny jest wzrost prędkości pełzania w stanie ustalonym.



Rys. 2.5 Porównanie krzywych pełzania dla różnych wartości naprężenia nominalnego [49].

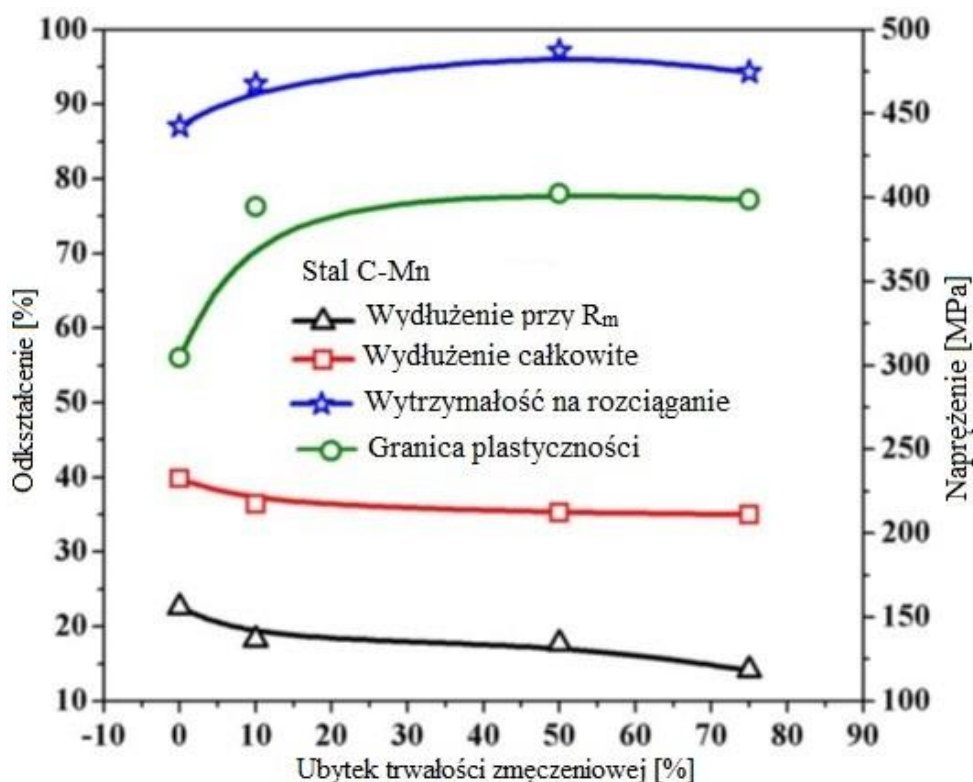
Ocena wpływu historii deformacji wywołanej cyklami zmęczeniowymi na późniejszą odpowiedź mechaniczną materiału była przedmiotem badań wielu ośrodków naukowych [50]-[58]. W pracy Ghosala i Paula [50] przeprowadzono testy rozciągania na próbkach ze stali węglowo-manganowej, które wstępnie odkształcono wskutek zmęczenia wysokocyklowego wywołującego osiągnięcie stanu odpowiadającego 90%, 50% i 25% trwałości zmęczeniowej (Rys. 2.6). Łatwo zauważyć wyraźne umocnienie materiału przy jednoczesnym zmniejszeniu wartości odkształcenia całkowitego. Niezależnie od wartości wstępnej deformacji, stopień umocnienia materiału w stosunku do materiału w stanie dostawy był porównywalny. Istotną kwestią był jednak wzrost o ponad 50 MPa wyraźnej granicy plastyczności materiału, przy czym, nie stwierdzono zależności wzrostu jej wartości od wstępnej deformacji wywołanej obciążeniami cyklicznymi.



Rys. 2.6 Porównanie charakterystyk uzyskanych w trakcie statycznego rozciągania próbek z historią odkształcenia wywołaną obciążeniem cyklicznym [50] .

Na kolejnym rysunku (Rys. 2.7) przedstawiono zmiany wartości poszczególnych właściwości mechanicznych materiału w odniesieniu do wprowadzonej deformacji wskutek zmęczenia. Na wykresie widoczne są zmiany takich parametrów, jak wydłużenie przy zerwaniu, granica wytrzymałości oraz granica plastyczności. W przypadku badanej stali, granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie początkowo wzrastała w stosunku do próbki nieodkształconej i wraz ze wzrostem zaawansowania procesu zmęczenia utrzymywała się na podobnym poziomie, chociaż biorąc pod uwagę parametry wydłużenia, zaobserwowano spadek ich wartości w zależności od poziomu degradacji materiału. Wyniki wskazują, że degradacja materiału wprowadzona do materiału w trakcie zadanego obciążenia cyklicznego znacząco zmienia wybrane właściwości mechaniczne rejestrowane przy jednoosiowej próbie rozciągania. Stwierdzono, że granica plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie wzrastają w

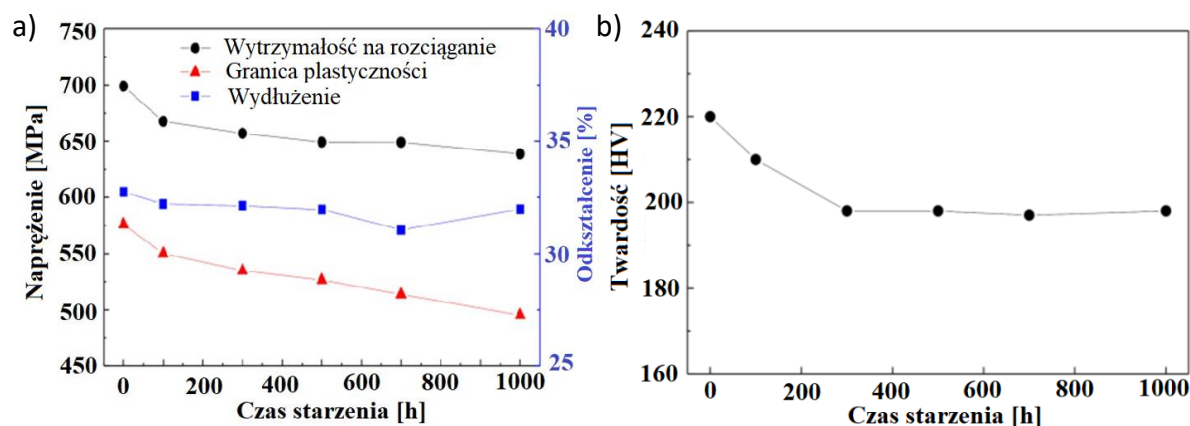
sposób nieliniowy, tj. w przypadku granicy plastyczności od 305 MPa do odpowiednio 395 MPa, 402 MPa, 399 MPa, a dla granicy wytrzymałości od 442 MPa do odpowiednio 468 MPa, 487 MPa, 474 MPa. Początkowa, istotna zmiana wartości granicy plastyczności wskazuje, że w materiale zachodzą znaczne zmiany mikrostrukturalne prowadzące do umocnienia materiału. Wartości wydłużenia uzyskane w chwili osiągnięcia R_m , zmniejszyły się z 22% do odpowiednio 18%, 17%, 14%, natomiast wartości wydłużenia całkowitego z 40% do odpowiednio 36%, 35% i 34% wraz ze wzrostem ubytku trwałości zmęczeniowej.



Rys. 2.7 Zmiany wartości poszczególnych parametrów mechanicznych materiału w odniesieniu do wprowadzonej deformacji wskutek zmęczenia [50].

Nie tylko wpływ historii deformacji jest przedmiotem zainteresowań ośrodków badawczych. Często analizowany jest wpływ różnych form obróbki termicznej na właściwości mechaniczne różnych materiałów. Podobną odpowiedź materiałową, do uzyskanej przez zastosowanie wstępnej deformacji, zaobserwowano w trakcie badań degradacji mikrostruktury i właściwości mechanicznych stali 9Cr-1MoVNb starzonej w temperaturze 650°C przez okres od 0h do 1000h [59]. Rys. 2.8a przedstawia wyraźny spadek granicy plastyczności oraz granicy wytrzymałości na rozciąganie stali 9Cr-1MoVNb postępujący wraz z czasem starzenia. Za obniżenie właściwości mechanicznych odpowiadały zmiany mikrostruktury uwzględniające rozrost ziaren martenzytu, wzrost wielkości wydzieleni węglików na granicach ziaren czy zmniejszenie efektu umacniania roztworu stałego w wyniku wytrącania węglików. W szczególności zwrócono uwagę na zwiększenie udziału wytrącania węglików $M_{23}C_6$ bogatych w chrom na granicach ziaren martenzytu i austenitu, które zwiększały efekt dyspersji tego pierwiastka w stali przez jego dyfuzję do granic ziaren powodując drastyczny spadek wytrzymałości na rozciąganie i granicy plastyczności po

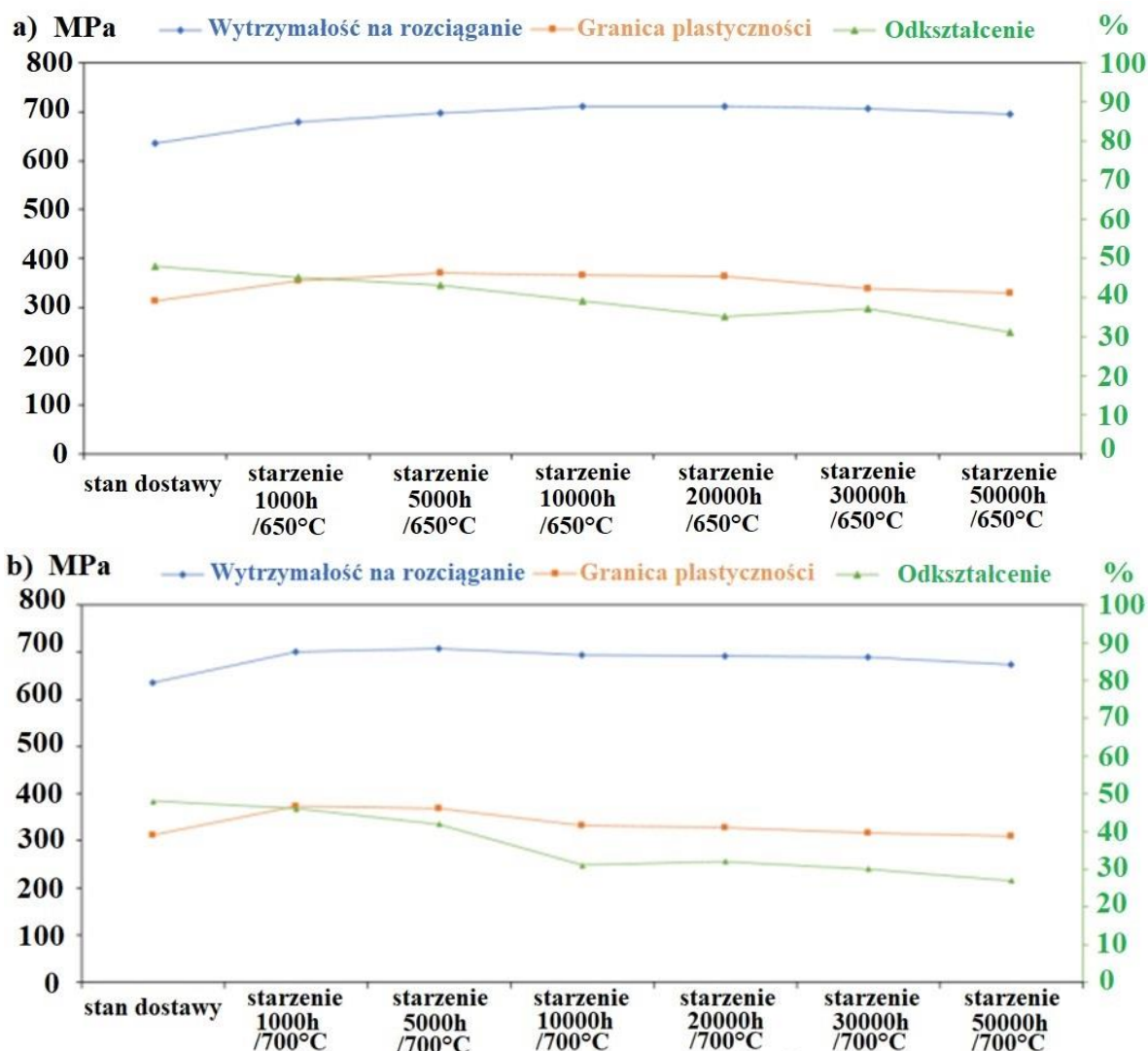
pierwszych 100h. Wydłużenie czasu starzenia skutkowało dalszym obniżeniem właściwości mechanicznych, w tym twardości, Rys. 2.8b, głównie przez dalszy rozrost ziarna oraz intensyfikację wydzielen węglików na granicach ziaren.



Rys. 2.8 Zmiana właściwości mechanicznych w trakcie próby rozciągania (a) oraz twardości mierzonej w skali Vickersa (b) stali 9Cr-1MoVNb starzonej w temperaturze 650°C w funkcji czasu starzenia [59].

Procesy degradacji mikrostruktury związane z długotrwałą ekspozycją wysokotemperaturową oraz towarzyszące temu istotne spadki wartości właściwości wytrzymałościowych są również obserwowane w stalach energetycznych nowej generacji. Stal S304H (X10CrNiCuNb18-9-3) poddana procesowi długotrwałego starzenia przez 50 000h w temperaturze 650°C i 700°C posiada strukturę charakterystyczną dla stali austenitycznych z bliźniakami po wyżarzaniu i z pojedynczymi węglnikami NbX [60]. Długotrwałe jej starzenie doprowadziło do wytrącenia węglików $M_{23}C_6$ oraz MX, fazy σ , Z i ϵ -Cu. Procesy te spowodowały obniżenie ciągliwości materiału wraz z wydłużeniem czasu starzenia (Rys. 2.9). Niezależnie od zastosowanej temperatury, wytrzymałość na rozciąganie czy granica plastyczności nie uległy znacznej zmianie w odniesieniu do właściwości materiału w stanie dostawy, zaś wyniki badań potwierdziły aplikacyjność austenitycznych stali energetycznych nowej generacji w przemyśle ciepłowniczym, podkreślając ich wysoką stabilność strukturalną.

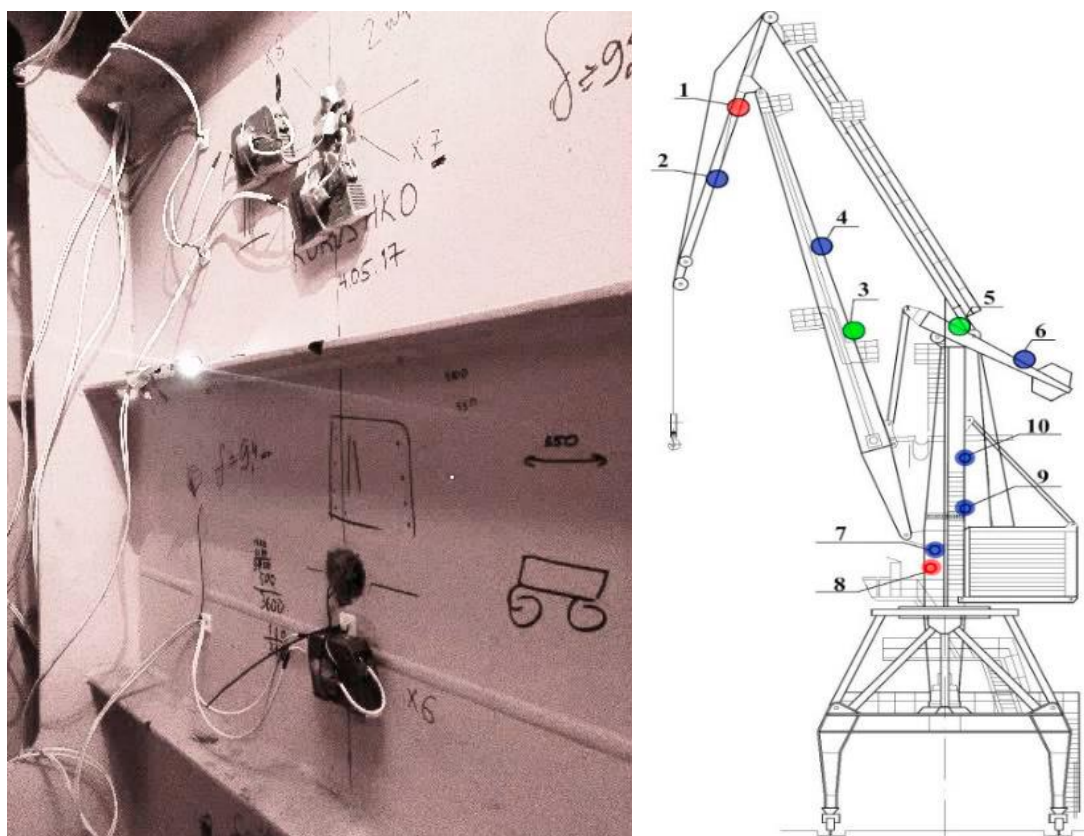
Zaprezentowane wyniki badań laboratoryjnych potwierdzają wpływ wstępnej deformacji, czy też degradacji materiału, na obniżenie jego właściwości mechanicznych. Należy jednak podkreślić, że degradacji ulegają przede wszystkim materiały poddawane działaniu długotrwałych obciążeń eksploatacyjnych, jak i zewnętrznych warunków atmosferycznych. Długotrwała eksploatacja konstrukcji stalowych powoduje obniżenie początkowych właściwości mechanicznych materiałów, a co za tym idzie istotne skrócenie czasu ich pracy.



Rys. 2.9 Wpływ czasu starzenia stali S304H w temperaturze 650°C (a) oraz 700°C (b) na właściwości mechaniczne wyznaczone ze statycznej próby rozciągania w temperaturze pokojowej [60].

Przykładem mogą być morskie żurawie eksploatowane w trybie intensywnego, cyklicznego obciążenia wskutek działania fal, które prowadzi do znacznego umocnienia materiału oraz poważnego ograniczenia ciągliwości [61]. Urządzenia te ulegają znacznej degradacji, która wyraża się przede wszystkim obniżeniem odporności na kruche pękanie. Niektóre jednostki dźwigów eksploatowanych przez 33 lata są badane pod kątem możliwej utraty wybranych właściwości mechanicznych. Poziom degradacji badany w różnych odcinkach konstrukcji mierzony zmianami odkształcenia rejestrowanymi przez mostki tensometryczne wykazywał niemal trzykrotny ich wzrost na badanych odcinkach, Rys. 2.10. Zaobserwowano silną zależność pomiędzy ocenianym poziomem naprężenia eksploatacyjnego a spadkiem udarności określonej metodą Charpy'ego. Porównanie wyników badań próbek wciętych w dwóch wzajemnie prostopadłych kierunkach potwierdziły zależność obniżonej udarności próbek wyciętych poprzecznie względem kierunku walcowania. Różnica ta staje się bardziej wyraźna w miarę narastania stopnia degradacji metalu i odpowiednio

wzrostem składowych naprężenia eksploatacyjnego. Wykazano również, że poziom degradacji eksploatacyjnej metalu wzdłuż kierunku walcowania wzrasta wraz ze zmniejszaniem się grubości blachy użytej w konstrukcji. Wyjaśnia to agresywne działanie atmosfery morskiej, która powoduje nie tylko korozję konstrukcji morskich, ale także służy jako czynnik uwodornienia stali i przyspiesza rozwój mikrouszkodzeń w metalu.



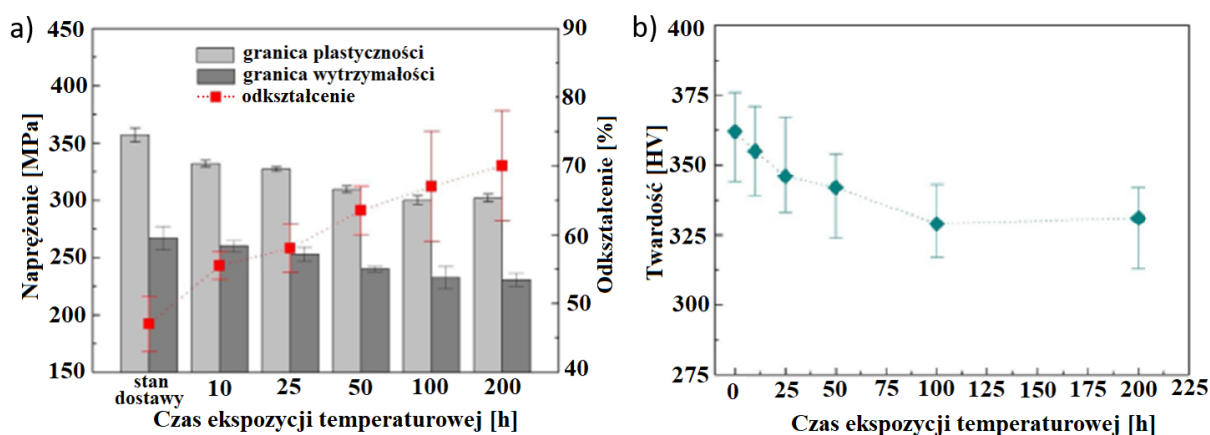
Rys. 2.10 Fotografia pojedynczego układu pomiarowego (a) oraz miejsca rozmieszczenia 10 układów tensometrycznych na kolumnie żurawia (b) [61].

Procesy degradacji obserwuje się również w rurociągach eksploatowanych w ekstremalnych warunkach. Przykładem mogą być badania struktury i właściwości mechanicznych stali 09Mn2Si głównego rurociągu „Kysyl–Syr–Mustach–Jakuck” pozyskanej do badań z liniowego fragmentu rury o średnicy zewnętrznej 530 mm i grubości ścianki 7 mm w rejonie „Berge – Jakuck” po 37 latach eksploatacji w warunkach obniżonej temperatury środowiska zewnętrznego [62]. Stwierdzono, że wartości podstawowych właściwości mechanicznych stali określonych w trakcie jednoosiowej próby rozciągania nie uległy istotnej zmianie w stosunku do materiału wyjściowego, Tab. 2.1. Wykazano natomiast, że uderność jest najbardziej wrażliwym parametrem wskazującym na poważny rozwój procesów degradacji. W temperaturze badania 20°C spadła ona 1,48 razy natomiast w –70°C, 2,42 razy. Jako jedną z głównych przyczyn degradacji stali wskazano starzenie odkształceniowe, które powoduje tworzenie struktury dyslokacyjnej i przyspiesza przemiany fazowe (zwiększa się zawartość perlitu oraz zmniejsza się rozmiar ziaren), które znacząco pogarszają jej odporność na kruche pękanie.

Tab. 2.1 Wyniki badań wytrzymałościowych dla różnych stanów materiału [62].

Materiał	Granica plastyczności [MPa]	Granica wytrzymałości [MPa]	Odształcenie [%]
W stanie dostawy	310	490	34
Po eksploatacji	380	500	31

Analizując wpływ degradacji na właściwości stali żaroodpornych, należy podkreślić, że problemy te dotyczą również stali austenitycznych nowej generacji. Austenityczna stal żaroodporna 21-4N jest powszechnie stosowana jako materiał na zawory silnika samochodowego ze względu na swoją wysoką wytrzymałość, doskonałą odporność na pełzanie, odporność na utlenianie i korozję w warunkach wysokiej temperatury. Zawory silnika poddane długotrwałemu działaniu wysokiej temperatury ulegają znacznej degradacji a towarzyszące zmiany mikrostruktury materiału skutkują obniżeniem właściwości mechanicznych, które mogą spowodować przyspieszoną awarię zaworu. Na kolejnym przykładzie omówiono zmiany we właściwościach mechanicznych stali austenitycznej 21-4N po wielogodzinnej ekspozycji (10-200h) w temperaturze 850°C podczas badań przyspieszonej degradacji [63]. Na Rys. 2.11 przedstawiono zależność zmiany granicy plastyczności, wytrzymałości materiału oraz odkształcenia w odniesieniu do czasu degradacji. Zaobserwowano znaczne obniżenie właściwości mechanicznych materiału w stanie dostawy w odniesieniu do czasu 100h. Wydłużenie czasu wysokotemperaturowej ekspozycji nie doprowadziło do dalszych, znacznych zmian w charakterystyce wytrzymałościowej badanej stali. Natomiast stopniowo ulegało zmianie odkształcenie materiału, które osiągało znacznie wyższe wartości, zwłaszcza w porównaniu do próbki referencyjnej. Dla próbki poddanej długotrwałej ekspozycji wysokotemperaturowej przez 200h zaobserwowano obniżenie wytrzymałości oraz granicy plastyczności (Rys.1.12a) i twardości (Rys.1.12b) odpowiednio o 15%, 23% i 9% w porównaniu do próbki w stanie dostawy. Wyniki badań potwierdziły zależność obniżania wartości właściwości wytrzymałościowych wraz z wydłużeniem czasu eksploatacji.



Rys. 2.11 Zmiany właściwości mechanicznych (a) oraz twardości (b) w funkcji czasu ekspozycji temperaturowej [63].

Aby podkreślić istotę badań porównawczych materiału w stanie dostawy oraz po długotrwałej eksploatacji, przedstawiono wyniki badań degradacji mikrostruktury i właściwości mechanicznych stali 15HM (13CrMo4-5) dla próbek pobranych z czynnego rurociągu pary świeżej pracującego przez około 420 000h w temperaturze 510°C i ciśnieniu wewnętrznym 11 MPa [64]. Wykazano, że po długotrwałej eksploatacji, badana stal ma mikrostrukturę ferrytyczno-perlityczną z dominującą zawartością ferrytu zaś na granicach ziaren zaobserwowano pojedyncze wydzielenia węglików. Podkreślono, że mimo znacznego czasu eksploatacji, testowany materiał charakteryzował się właściwościami wytrzymałościowymi nieco niższymi od normowych. Stosunkowo niski stopień degradacji mikrostruktury i zmiany właściwości mechanicznych badanego elementu rurociągu wynikają z dużej stabilności mikrostruktury ferrytyczno-perlitycznej. Badania właściwości mechanicznych przeprowadzone metodą statycznej próby rozciągania wykazały, że badana stal po długotrwałej eksploatacji charakteryzowała się właściwościami wytrzymałościowymi nieco niższymi, o około 5%, od wymagań minimalnych normy. Obniżenie właściwości wytrzymałościowych badanej stali powiązano z przemianami mikrostrukturalnymi, w tym, z przemianą węglików $M_2C \rightarrow M_6C$, wydzielieniami węglików $M_{23}C_6$ na granicach ziaren oraz ubytkiem pierwiastków stopowych (chrom i molibden), prowadzących do obniżenia stopnia umocnienia roztworu.

Tab. 2.2 Właściwości stali 15HM (13CrMo4-5) po eksploatacji [55].

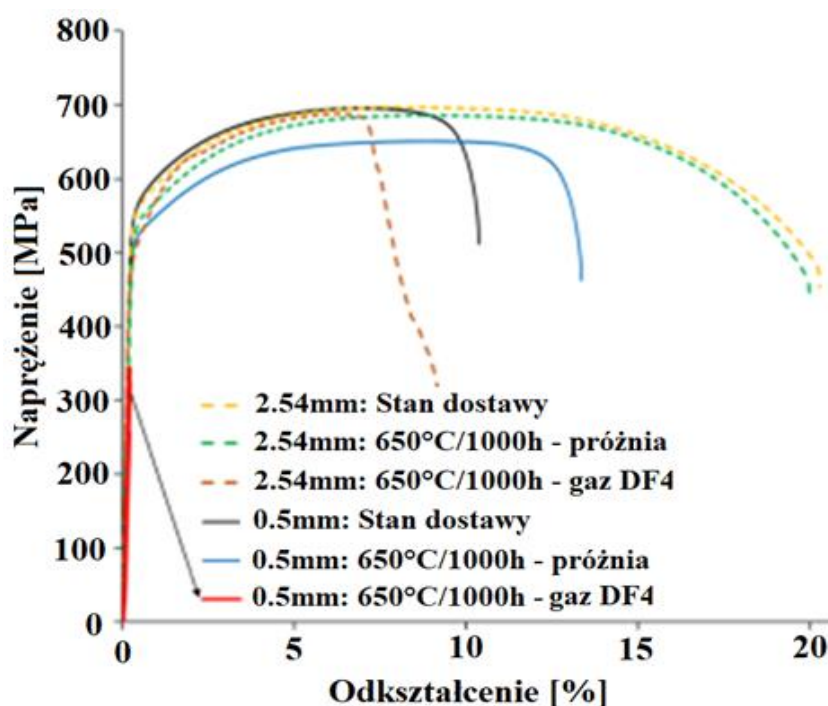
	Granica plastyczności [MPa]	Granica wytrzymałości [MPa]	Odształcenie [%]	Twardość [HV30]
420 000h eksploatacji	280	436	27	124
wymagania	min. 295	min. 440	min. 22	-----

Należy podkreślić, że zaobserwowano związek pomiędzy poziomem degradacji a grubością elementu jaki został jej poddany. Podczas badań właściwości mechanicznych stali ferrytyczno-martenzytycznej P91 w symulowanym środowisku cyklu zasilania w stanie nadkrytycznym CO_2 (sCO_2), próbie rozciągania poddano próbki o grubości 2,54 mm i 0,5 mm po długotrwałej ekspozycji w temperaturze 650°C przez 1000h [65]. Rys. 2.12 przedstawia reprezentatywne krzywe naprężenia dla różnych próbek wykonanych ze stali P91 uwzględniając ich grubość i warunki wysokotemperaturowej ekspozycji. Właściwości mechaniczne wraz z charakterem pęknięcia przedstawione zostały w Tab. 2.3. Podczas gdy próbkę o większej grubości charakteryzowało uszkodzenie typu ciągliwego, przełom próbki cieńszej był całkowicie kruchy i pękła przy znacznie niższym naprężeniu rozciągającym. Obserwacje mikrostrukturalne wykazały, że cieńsze próbki zostały w dużym stopniu nasycone węglem, co spowodowało znaczne ich utlenianie. W konsekwencji, szybko powstające warstwy zgorzeliny tlenku żelaza redukowały istotnie grubość próbki. Próbki o większej grubości nie ulegały nasyceniu węglem w podobnym stopniu a utworzone warstwy tlenku bogate w żelazo powstawały jedynie na części przypowierzchniowej próbki. Badania twardości przeprowadzone na przekrojach obu grubości próbek wykazały zwiększoną twardość,

jednakże wzrost ten był większy w przypadku próbki cieńszej, w której gruba warstwa tlenku i rozległe tworzenie się węglików spowodowało jej kruche pękanie.

Tab. 2.3 Właściwości mechaniczne uzyskane podczas statycznej próby rozciągania w temperaturze pokojowej stali P91 [65].

Grubość [mm]	Stan materiału	Umowna granica plastyczności [MPa]	Granica wytrzymałości na rozciąganie [MPa]	Przewężenie [%]	Typ przełomu
0.5	stan dostawy	570 ± 5	697 ± 1	18 ± 3	plastyczny
	próżnia	523 ± 7	652 ± 3	28 ± 1	plastyczny
	DF4	> 336	336 ± 10	0	kruchy
2.54	stan dostawy	554 ± 8	698 ± 11	66 ± 5	plastyczny
	próżnia	538 ± 5	683 ± 3	69 ± 1	plastyczny
	DF4	501 ± 7	684 ± 6	28 ± 1	plastyczny



Rys. 2.12 Charakterystyki naprężenie-odkształcenie uzyskane z próby rozciągania w temperaturze pokojowej dla stali P91 o grubości 2,54 i 0,5 mm testowanej w próżni lub gazie DF4 w temperaturze 650°C przez 1000 h oraz w stanie dostawy [65].

Opisując wpływ wstępnej deformacji czy długotrwałej eksploatacji na właściwości mechaniczne stali energetycznych nie sposób nie wspomnieć prac Prof. Zbigniewa L. Kowalewskiego, Prof. Leszka Dobrzańskiego oraz Prof. Janusza Dobrzańskiego. W pracach badawczych prowadzonych przez wspomnianych naukowców dokonano wnikliwej analizy wpływu długotrwałej eksploatacji na odporność stali kotłowych, zwłaszcza w warunkach pełzania. Podsumowanie wieloletnich badań w zakresie stali kotłowych wykorzystywanych w energetyce zostało przedstawione w książce „Materiałoznawcza interpretacja trwałości stali

dla energetyki” Prof. Janusza Dobrzańskiego [10], gdzie zawarto wyniki badań przeprowadzonych na elementach po długotrwałej eksploatacji w warunkach pełzania przy rzeczywistym czasie znacznie dłuższym od obliczeniowego czasu pracy 100 000h z wybranych stali niskostopowych 16Mo3, 14MoV6-3, 13CrMo4-5, 10CrMo9-10 oraz stali wysokochromowej X20CrMoV11-1. W pracy podkreślono fakt, iż około 90% eksploatowanych w Polsce bloków energetycznych, które oddano do użytkowania w latach 60/70 ubiegłego wieku już dawno przekroczyło obliczeniowy czas pracy 100 000h, a większość nawet 200 000h. Aby zapewnić dalszą dyspozycyjność pracujących jednostek, konieczne jest prowadzenie badań właściwości mechanicznych po kolejnych ściśle zaplanowanych okresach eksploatacji celem potwierdzenia możliwości ich dalszego bezpiecznego użytkowania. Podkreślono również, że decyzje o przedłużeniu czasu eksploatacji elementów instalacji energetycznych poza założony czas obliczeniowy stały się koniecznością, ponieważ ich rzeczywiste zużycie jest zwykle znacznie mniejsze od obliczeniowego, co wynika głównie z dużo wyższych przyjętych współczynników bezpieczeństwa zastosowanych do określenia trwałości instalacji.

Analizując zarówno literaturę krajową, jak i światową w zakresie wpływu długotrwałej ekspozycji wysokotemperaturowej w warunkach eksploatacji na obniżenie właściwości mechanicznych stali energetycznych zaobserwowano, że spadek granicy plastyczności i granicy wytrzymałości przypisywany jest znacznym przemianom mikrostrukturalnym, w tym wydzielaniu się węglików na granicach ziaren. Fakt ten podkreśla konieczność prowadzenia badań mikrostrukturalnych w określonych ramach czasowych celem zapewnienia bezpieczeństwa dalszej pracy elementów konstrukcyjnych wykonanych ze stali energetycznych.

Intensywna eksploatacja stali energetycznych na skutek długotrwałej pracy w wysokich temperaturach i towarzyszących jej szoków termicznych, wywoływanych nieplanowanymi zatrzymaniami pracy urządzeń energetycznych, prowadzi do dramatycznego pogorszenia ich właściwości mechanicznych. Zjawisko takie staje się obecnie istotnym problemem w energetyce, gdyż dla większości pracujących elementów przekroczono krytyczny czas bezpiecznej pracy. Dlatego też właściwe planowanie zasobów pracy obiektów energetycznych polegające na ciągłym monitorowaniu i częstych badaniach ich właściwości mechanicznych po upływie określonego czasu jest obowiązkowe w celu oceny pozostałego okresu użytkowania.

Szoki termiczne występujące podczas nagłych wyłączeń elektrowni powodują zauważalne zmiany w mikrostrukturze materiału i znacząco wpływają na jego zachowanie mechaniczne. Wysokie gradienty temperatury oraz zmiany ciśnienia wewnętrznego w rurach są również odpowiedzialne za dodatkowe ich obciążanie skutkujące wprowadzaniem składowych naprężeń zmieniających warunki eksploatacji. Naprężenia te mogą doprowadzić do przekroczenia granicy plastyczności materiału, powodując jego trwałe odkształcenie. Mając na uwadze cykliczność zmian stanu naprężenia zachodzących w materiale pod wpływem długotrwałe działających warunków zewnętrznych, koniecznym staje się systematyczne określanie właściwości mechanicznych stali energetycznych na skutek wysoko i niskocyklicznego zmęczenia.

2.2 Parametry uszkodzenia w badaniach zmęczeniowych

Na proces zniszczenia zmęczeniowego składają się zmiany zachodzące w strukturze materiału wywołane obciążeniami eksploatacyjnymi. Wspomniane zmiany obejmują ruch defektów sieci krystalicznej (poślizg dyslokacji, migracja wakansów), koncentrację tych defektów na granicach ziaren czy wtrąceniach oraz formowanie trwałych pasm poślizgu. W charakteryzacji procesów rozwoju uszkodzenia należy również uwzględnić przemiany fazowe wywołane zmiennym naprężeniem lub temperaturą, jak i procesy dyfuzyjne. Końcowym efektem tych zjawisk jest zarodkowanie i wzrost mikropęknięć, prowadzące do uformowania w materiale pęknięcia dominującego. Pęknięcie to propaguje się w elemencie konstrukcji aż do osiągnięcia wielkości krytycznej, po której osiągnięciu obciążenie eksploatacyjne może wywołać jego niekontrolowany wzrost prowadzący do zniszczenia. Z uwagi, iż rozwój procesu uszkodzenia zmęczeniowego związany jest z zarodkowaniem i wzrostem mikropęknięć, w pracach teoretycznych dotyczących tego zagadnienia przyjmowano miarę uszkodzenia zmęczeniowego związaną właśnie z ich wielkością. Najczęściej stosowaną koncepcją miary uszkodzenia materiału jest gęstość powierzchniowa mikropęknięć w reprezentatywnej jednostce objętości materiału [66]. W związku z faktem, iż parametr uszkodzenia nie jest tu wielkością skalarną, koncepcja ta została rozwinięta w późniejszych latach. W roku 1981 S. Murakami [67] wprowadził jako miarę uszkodzenia materiału tensor drugiego rzędu, który w tej postaci jest do dziś stosowany przez wielu badaczy. Niestety parametr ten nie daje się zmierzyć żadną ze znanych obecnie metod w okresie poprzedzającym uformowanie się pęknięcia dominującego w badanym materiale. Aby zrozumieć istotę zagadnienia parametryzacji uszkodzenia, warto przedstawić w tym miejscu krótki rys historyczny związany z ewolucją parametrów i wskaźników uszkodzenia na przestrzeni ostatnich lat [68]. Z punktu widzenia mechaniki, uszkodzenie materiału polega głównie na tworzeniu i rozwijaniu nieciągłości w ośrodku stałym obejmującym powstawanie mikropęknięć lub mikropustek. W przypadku metali można ogólnie wyróżnić uszkodzenia o charakterze kruchym lub ciągliwym, które wywoływane są różnymi procesami w zależności od rodzaju i poziomu obciążenia oraz warunków środowiska. Najczęstszymi przyczynami uszkodzenia są procesy plastycznego płynięcia, pełzania i zmęczenia. W niniejszej rozprawie ze względu na bogactwo różnych typów uszkodzenia nie będzie to szczegółowo rozpatrywane, natomiast uwaga zostanie skupiona na wybranych miarach uszkodzenia stosowanych w analizie procesów zmęczeniowych. Z tego względu rozważania zostaną poprzedzone krótkim rysem historycznym rozwoju różnych koncepcji opisu zmęczenia wywołującego rozwój uszkodzenia. Ogólna koncepcja kumulacji uszkodzenia na skutek działania zróżnicowanego obciążenia może być ujęta następującym związkiem [68]:

$$\sum \frac{N_i}{N_{Ri}} = 1 \quad (2.1)$$

gdzie N_i oznacza określoną liczbę cykli dla zadanej amplitudy naprężenia σ , a N_{Ri} liczbę cykli do zniszczenia odpowiadającą tejże amplitudzie naprężenia σ . Stosunek N/N_{Ri} stanowi tutaj miarę uszkodzenia, która jest liniowa z narastającą liczbą cykli. Z uwagi na ogólny charakter tego wyrażenia, wprowadzono zmienną uszkodzenia D traktowaną jako efektywną gęstość powierzchniową mikrodefektów w określonej objętości. Jeśli n jest normalną wyznaczającą

powierzchnię przecięcia δS elementu objętościowego δV i jeśli δS_0 , to „efektywna” powierzchnia przecięcia mikropęknięć z płaszczyzną δS_0 , to zmienną uszkodzenia można zapisać jako:

$$D_{(n)} = \frac{\delta S_0}{\delta S} \quad (2.2)$$

Jeśli D równa się 0, wtedy nie występuje uszkodzenie w zadanej objętości. Jeśli zaś dąży do 1 a finalnie je osiągnie, element pęka na dwie części w płaszczyźnie n . Jeśli ograniczymy się do uszkodzeń izotropowych, D nie zależy od n i wyznacza się efektywne naprężenie związane z obszarem:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad (2.3)$$

gdzie σ to tensor Cauchy’ego.

Z kolei zasada równoważności wartości odkształcenia stwierdza, że każde równanie konstytutywne dla materiału uszkodzonego jest zapisywane dokładnie tak, jak dla materiału w stanie wyjściowym, z tą różnicą, że naprężenie jest zastąpione naprężeniem efektywnym. W zastosowaniu do liniowej sprężystości zasada ta pozwala zapisać termodynamiczny potencjał sprężystości ψ jako:

$$\rho\psi = \frac{1}{2} \mathbf{a} : \epsilon^e : \epsilon^e (1 - D) = \frac{1}{2} a_{ijkl} \epsilon_{ij}^e \epsilon_{kl}^e (1 - D) \quad (2.4)$$

gdzie ρ oznacza gęstość.

Z równania (2.4) wynika prawo sprężystości stowarzyszone z uszkodzeniem wyrażone jako:

$$\sigma = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \epsilon^e} \mathbf{a} : \epsilon^e (1 - D) \quad (2.5)$$

W przypadku izotropii obiektu zachodzi następujący związek:

$$\epsilon^e = \frac{1+\nu}{E} \frac{\sigma}{1-D} - \frac{\nu}{E} \frac{\text{tr}(\sigma)}{1-D} \mathbf{1} \quad (2.6)$$

gdzie E jest modułem Younga, a ν współczynnikiem Poissona.

Wprowadzona zmienna Y jest następnie definiowana przez następującą zależność:

$$Y = \rho \frac{\partial \psi}{\partial D} = -\frac{1}{2} \mathbf{a} : \epsilon^e : \epsilon^e \quad (2.7)$$

Pozwala to zdefiniować naprężenie równoważnego uszkodzenia σ^* wyprowadzonego z wyrażenia określającego Y dla przypadku trójwymiarowego, co przy uwzględnieniu liniowej sprężystości daje:

$$\sigma^* = \sigma_{eq} R_v^{1/2} \quad (2.8)$$

$$R_v = \frac{2}{3}(1 + \nu) + 3(1 - 2\nu) \left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \right)^2 \quad (2.9)$$

$$\sigma_{eq} = \left(\frac{2}{3} \sigma^D : \sigma^D \right)^{1/2} \quad (2.10)$$

$$\sigma^D = \sigma - \sigma_H 1 \quad (2.11)$$

$$\sigma_H = \frac{1}{3} \text{tr}(\sigma) \quad (2.12)$$

Dla przypadku jednowymiarowego, powyższe równania zapisuje się w następującej uproszczonej postaci:

$$\sigma^* = \sigma \quad (2.13)$$

$$Y = \frac{-\sigma^2}{2E(1-D)^2} \quad (2.14)$$

W przypadku uszkodzeń czysto plastycznych, defektami mogą być pustki, których kształt można przyjąć w przybliżeniu za kulisty. Ich udział wzrasta wraz z rozwojem uszkodzenia. Jeżeli zatem $(\tilde{\rho} - \rho)/\rho$ jest względną zmianą gęstości pomiędzy stanem uszkodzonym $\tilde{\rho}$ a stanem wyjściowym ρ , to biorąc pod uwagę kulisty kształt pustki o promieniu r w sferycznym elemencie objętościowym o promieniu początkowym R i masie m , łatwo wyprowadzić następujące równanie zależności pomiędzy uszkodzeniem powierzchni D a zmianą gęstości lub porowatości przy założeniu braku naprężeń reszkowych [69]:

$$\rho = \frac{m}{\frac{4}{3}\pi R^3} \quad (2.15)$$

$$\tilde{\rho} = \frac{m}{\frac{4}{3}\pi(R^3 + r^3)} \quad (2.16)$$

$$\frac{\tilde{\rho} - \rho}{\rho} = \frac{R^3}{R^3 + r^3} - 1 = \frac{-r^3}{R^3 + r^3} \quad (2.17)$$

$$D = \frac{\pi r^2}{\pi(R^3 + r^3)^{2/3}} = \left(\frac{r^3}{R^3 + r^3} \right)^{2/3} \quad (2.18)$$

$$D = \left(1 - \frac{\tilde{\rho}}{\rho} \right)^{2/3} \quad (2.19)$$

Analizowane do tej pory zagadnienia dotyczyły głównie analitycznych zabiegów podejmowanych w celu oszacowania stopnia degradacji materiału. Istnieje również szereg doświadczalnych metod niszczących, które wymagają wykonania próbek w celu

przeprowadzenia testów mechanicznych. Najprostszym przypadkiem jest ocena zmiany modułu sprężystości, która dla jednowymiarowego stanu naprężenia może być wyznaczona z zależności:

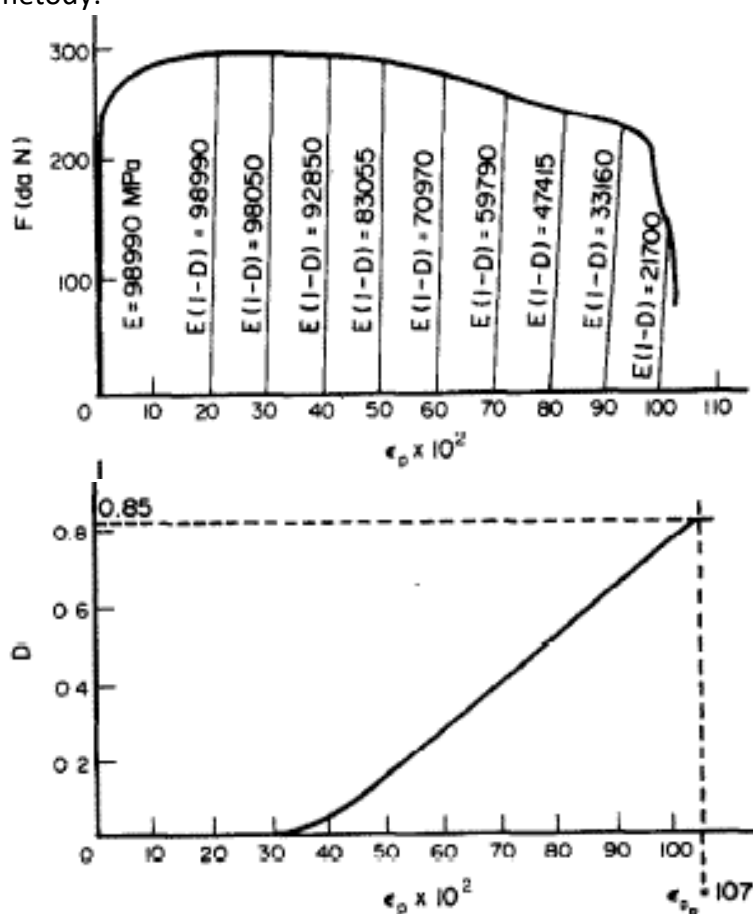
$$\epsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)} = \frac{\sigma}{\tilde{E}} \quad (2.20)$$

Efektywny moduł sprężystości $\tilde{E} = E(1 - D)$ maleje wraz ze wzrostem parametru D. Jeśli znany jest moduł Younga E materiału nieuszkodzonego, wartość $\tilde{E}$ określa się w stanie uszkodzonym, a odpowiadająca mu wartość uszkodzenia wynosi:

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} \quad (2.21)$$

Od chwili opracowania tej metody w 1977 r. [70], [71] jest ona nadal stosowana w wielu laboratoriach. Wymaga bardzo dokładnych pomiarów odkształcenia za pomocą tensometrów. Najlepsze rezultaty udało się osiągnąć w trakcie przeprowadzania próby rozciągania, któremu towarzyszyło kilkukrotne odciażanie badanej próbki. Przykład sposobu określania uszkodzenia podczas klasycznej próby rozciągania przedstawiono na Rys. 2.13. Technikę tę można zastosować

w przypadku dowolnego rodzaju defektów, pod warunkiem, że uszkodzenia są równomierne rozłożone w objętości, w której mierzone jest odkształcenie. Jest to również główne ograniczenie tej metody.



Rys. 2.13 Ewolucja uszkodzeń w próbce z 99.99% miedzi [68]

Jeżeli uszkodzenie jest zbyt skumulowane, jak na przykład w przypadku zmęczenia wysokocyklowego metali, stosuje się inną metodę uwzględniającą nieliniowość wynikającą z odciążania materiału w zadanej płaszczyźnie spowodowane efektami osłabienia lub umocnienia. W takiej sytuacji efektywny moduł Younga jest identyfikowany w zakresie:

$$0.15 \frac{F_{\max}}{S} < \frac{F}{S} < 0.85 \frac{F_{\max}}{S} \quad (2.22)$$

Najważniejsze jest zachowanie tej samej procedury do oceny modułu E i jego ewolucji $\tilde{E}$. W przypadku uszkodzeń przy monotonicznej deformacji plastycznej lub niskocyklowych uszkodzeń zmęczeniowych metali procedura może być nieco skomplikowana przez wczesny spadek E przy małych wartościach odkształcenia lub podczas pierwszych cykli. Jest to spowodowane mikroplastycznością związaną z odwracalnymi ruchami dyslokacji i rozwojem tekstury.

Kolejna technika oparta na zmianie modułu sprężystości polega na pomiarze prędkości fal ultradźwiękowych [72]. Dla częstotliwości wyższych niż 20 kHz, w liniowo izotropowym ośrodku sprężystym o kształcie cylindrycznym prędkość fali podłużnej v_L i fali poprzecznej v_T można określić z następujących związków:

$$v_L^2 = \frac{E}{\rho} \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (2.23)$$

$$v_T^2 = \frac{E}{\rho} \frac{1}{2(1+\nu)} \quad (2.24)$$

Miarę prędkości fali podłużnej uszkodzonego materiału można wtedy wyrazić przez:

$$\tilde{v}_L^2 = \frac{\tilde{E}}{\tilde{\rho}} \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (2.25)$$

gdzie $\tilde{E}$ i $\tilde{\rho}$ są rzeczywistym modułem sprężystości przy uszkodzeniu i rzeczywistą gęstością. Współczynnik Poissona nie zmienia się w zależności od uszkodzenia, jeśli sprężystość i uszkodzenie są izotropowe. Parametr uszkodzenia oblicza się wtedy z następujących związków:

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} = 1 - \frac{\tilde{\rho} v_L^2}{\rho v_L^2}; \quad \text{gdzie} \quad \frac{\tilde{\rho}}{\rho} = 1 - D^{3/2} \quad (2.26)$$

Dla małych wartości D , biorąc pod uwagę $\rho/\tilde{\rho} = 1$, można przyjąć

$$D \cong 1 - \frac{v_L^2}{v_L^2} \quad (2.27)$$

Metodę tę uważa się tutaj za niszczącą, gdyż do pomiaru prędkości v_L fala potrzebuje przejścia przez określoną grubość. Aby uzyskać dokładny pomiar należy przygotować dwa elementy o jednakowej grubości. Jeżeli rozkład przestrzenny uszkodzeń nie jest równomierny, wtedy

grubość ta musi spełniać warunek aby rząd jej wielkości był spójny z rzędem wielkości reprezentatywnego elementu objętości.

Innym sposobem oceny jest wykorzystanie wpływu uszkodzeń wywołanych cykliczną plastycznością na zmęczenie o charakterze niskocyklowym. Cykliczne prawo plastyczności podczas stabilizacji procesu zmęczeniowego można zapisać dla nieuszkodzonego materiału jako:

$$\Delta\epsilon_p = \left(\frac{\Delta\sigma}{K_C}\right)^{M_C} \quad (2.28)$$

oraz

$$\Delta\epsilon_p = \left[\frac{\Delta\sigma}{K_C(1-D)}\right]^{M_C} \quad (2.29)$$

dla materiału uszkodzonego. Biorąc pod uwagę badanie przy stałej amplitudzie odkształcenia plastycznego, jeśli $\Delta\sigma^*$ jest amplitudą naprężenia przy stabilizacji w końcowej fazie cyklicznego osłabienia lub umocnienia, ale przed rozpoczęciem procesu zniszczenia, wtedy parametr uszkodzenia D otrzymujemy z relacji:

$$\Delta\epsilon_p = \left(\frac{\Delta\sigma^*}{K_C}\right)^{M_C} = \left[\frac{\Delta\sigma}{K_C(1-D)}\right]^{M_C} \quad (2.30)$$

dającą finalnie:

$$D = 1 - \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma^*} \quad (2.31)$$

Metoda ta daje dobre wyniki w zakresie identyfikacji ewolucji uszkodzeń podczas zmęczenia niskocyklowego metalu, chyba że nie występuje stabilizacja cyklicznego osłabienia lub umocnienia.

Odpowiednio zdefiniowane parametry uszkodzenia wykorzystuje się również do oceny stopnia degradacji wskutek pełzania. W tym celu wykorzystać można zasady równoważności odkształceń oraz prawo Nortona dla drugiego okresu pełzania:

$$\dot{\epsilon}_p^* = \left(\frac{\sigma}{K_N}\right)^N \quad (2.32)$$

gdzie K_N i N to współczynniki materiałowe zależne od temperatury. Zakładając, że proces uszkodzenia rozpoczyna się pod koniec ustalonego etapu pełzania, w trzecim jego okresie można wyrazić go związkiem [73]:

$$\dot{\epsilon}_p = \left[\frac{\sigma}{K_N(1-D)}\right]^N \quad (2.33)$$

na podstawie którego D przyjmuje następującą postać:

$$D = 1 - \left(\frac{\dot{\epsilon}_p^*}{\dot{\epsilon}_p} \right)^{1/N} \quad (2.34)$$

gdzie $\dot{\epsilon}_p^*$ jest ustaloną prędkością pełzania. Metoda ta daje podobnie dobre wyniki, jak miara zmiany modułu sprężystości.

Opisane wyżej techniki oceny uszkodzenia można stosować „in situ”, ale oczywiście lepszą dokładność uzyskuje się, jeśli zapewnione jest prawidłowe przygotowanie badanego obszaru. Ogólnie rzecz biorąc techniki nieniszczące, nie są tak dokładne, jak metody niszczące, jeśli są stosowane „in situ”. Jednak ich zastosowanie na określonych próbkach daje dokładność $\pm 10\%$ wartości względnej dla D. Prawdopodobnie najbardziej obiecującą metodą nieniszczącą (prawidłowiej jest mówić quasi-nieniszczącą) jest metoda oceny uszkodzeń na podstawie pomiarów mikrotwardości. Badanie mikrotwardości polega na wciśnięciu w materiał wgłębnika diamentowego, dzięki czemu twardość H definiowana jest jako:

$$\sigma = H = \frac{F}{S} \quad (2.35)$$

Obciążenie F dobiera się tak, aby uzyskać powierzchnię wcięcia S tego samego rzędu wielkości co wielkość ubytku. Analizy teoretyczne i wiele wyników eksperymentalnych dowodzą liniowej zależności pomiędzy H i granicą plastyczności σ_s :

$$H = k\sigma_s \quad (2.36)$$

Kryterium plastyczności można ponownie połączyć z uszkodzeniem poprzez koncepcję naprężenia efektywnego wraz z zasadą równoważności odkształceń [73]:

$$\frac{\sigma_s}{1-D} - R - \sigma_y = 0 \quad (2.37)$$

gdzie R jest zmienną umocnienia wskutek odkształcenia, a σ_y jest granicą plastyczności. Finalnie, otrzymuje się zależność:

$$H = k(R + \sigma_y)(1 - D) \quad (2.38)$$

W rzeczywistości sam test mikrotwardości punktowo zwiększa umocnienie materiału przez skumulowane odkształcenie plastyczne zadane przez wgłębnik. Wtedy twardość H jest powiązana z zależnością $(p + p_H)$ gdzie p jest zakumulowaną wartością plastycznego odkształcenia a p_H to skumulowane odkształcenie plastyczne rzędu od 5 do 8%. Jeżeli zatem $H^* = k(R + \sigma_y)(1 - D)$ to mikrotwardość materiału bez uszkodzenia dla $(p + p_H)$, zaś $H = k(R + \sigma_y)(1 - D)$ to rzeczywista mikrotwardość dla $(p + p_H)$, wówczas parametr uszkodzenia przyjmuje postać:

$$D = 1 - \frac{H}{H^*} \quad (2.39)$$

Należy podkreślić, że doświadczalne określenie miary uszkodzenia materiałów na skutek działających obciążeń eksploatacyjnych jest warunkiem niezbędnym dla efektywnego przewidywania trwałości zmęczeniowej oraz oceny stopnia ryzyka związanego z dalszym, bezpiecznym użytkowaniem konstrukcji. Pomimo znacznego rozwoju technik eksperymentalnych i obliczeniowych, nadal trwają poszukiwania mierzalnej wielkości reprezentującej uszkodzenie zmęczeniowe materiałów konstrukcyjnych. W badaniach doświadczalnych stosowano metody bezpośrednie i pośrednie wykorzystujące metody optyczne, czy też obserwacje zmiany pola elektrycznego, magnetycznego, temperatury lub właściwości mechanicznych.

Zachowanie metali w zakresie zmęczenia wysokocyklowego, a więc przy amplitudzie naprężenia poniżej granicy plastyczności materiału, można podzielić na dwa zasadnicze typy pod względem mechanizmów rozwoju uszkodzeń.

Pierwszy typ to cykliczna plastyczność, generowana ruchem dyslokacji na poziomie lokalnych ziaren i lokalnych pasm poślizgów. W tym przypadku wskaźnikiem uszkodzenia jest odkształcenie niesprężyste, charakteryzujące szerokość pętli histerezy przy całkowitym odciążeniu, wzór (2.40), Rys. 2.14a.

$$\epsilon_w = \frac{\epsilon_{\max}(F=0) - \epsilon_{\min}(F=0)}{2} \quad (2.40)$$

Miarę uszkodzenia można przy jego pomocy zdefiniować następującym związkiem:

$$\varphi_N(\epsilon_w) = \sum_1^N \epsilon_w \quad (2.41)$$

i stąd parametr uszkodzenia przyjmujący wartość z zakresu $<0;1>$ można wyrazić w postaci:

$$D = \frac{\varphi_N - (\varphi_N)_{\min}}{(\varphi_N)_{\max} - (\varphi_N)_{\min}} \quad (2.42)$$

gdzie:

φ_N - całkowita wartość odkształcenia w rozpatrywanym cyklu obciążenia,

$(\varphi_N)_{\min}$ - całkowita wartość odkształcenia w pierwszym cyklu na początku procesu rozwoju uszkodzenia,

$(\varphi_N)_{\max}$ - całkowita wartość odkształcenia w ostatnim cyklu na końcu procesu rozwoju uszkodzenia.

Kolejnym typem mechanizmu uszkodzenia materiałów poddawanych obciążeniom cyklicznym jest ratcheting, generowany lokalnymi odkształceniami wokół pustek, wtrąceń niemetalicznych i innych defektów mikrostruktury. W tym przypadku wskaźnikiem uszkodzenia jest odkształcenie średnie niesprężyste, charakteryzujące przesunięcie pętli histerezy przy całkowitym odciążeniu, wzór (2.43), Rys. 2.14b.

$$\varepsilon_m = \frac{\varepsilon_{\max}(F=0) + \varepsilon_{\min}(F=0)}{2} \quad (2.43)$$

Miarę uszkodzenia można przy jego pomocy zdefiniować następującym związkiem:

$$\varphi_N(\varepsilon_m) = \sum_1^N \varepsilon_m \quad (2.44)$$

i stąd parametr uszkodzenia przyjmujący wartość z zakresu <0;1> można wyrazić w postaci wzoru o strukturze związku (2.42).

W wielu przypadkach za proces uszkodzenia zmęczeniowego odpowiedzialny jest więcej niż jeden mechanizm. W zrealizowanych badaniach zmęczeniowych na stalach energetycznych proces uszkodzenia zachodził przy kombinacji cyklicznej plastyczności i ratchetingu (Rys. 2.14c). W takiej sytuacji wskaźniki uszkodzenia określić można ze wzorów (2.40) i (2.43), natomiast w miarę uszkodzenia definiuje się następującym związkiem:

$$\varphi_N(\varepsilon_w, \varepsilon_m) = \sum_1^N \varepsilon_w + \sum_1^N \varepsilon_m \quad (2.45)$$

Definicja parametru uszkodzenia przyjmuje postać wzoru (2.42), w którym uwzględnia się miary uszkodzenia określoną ze wzoru (2.45).

W badaniach mechanicznych identyfikacja mechanizmów uszkodzeń zmęczeniowych i ocena prędkości ich rozwoju jest realizowana na podstawie zmian odpowiedzi materiału na zadane obciążenie cykliczne w całym zakresie jego trwania.

W przypadku obciążenia symetrycznego, wartość odkształcenia oblicza się z następujących wzorów:

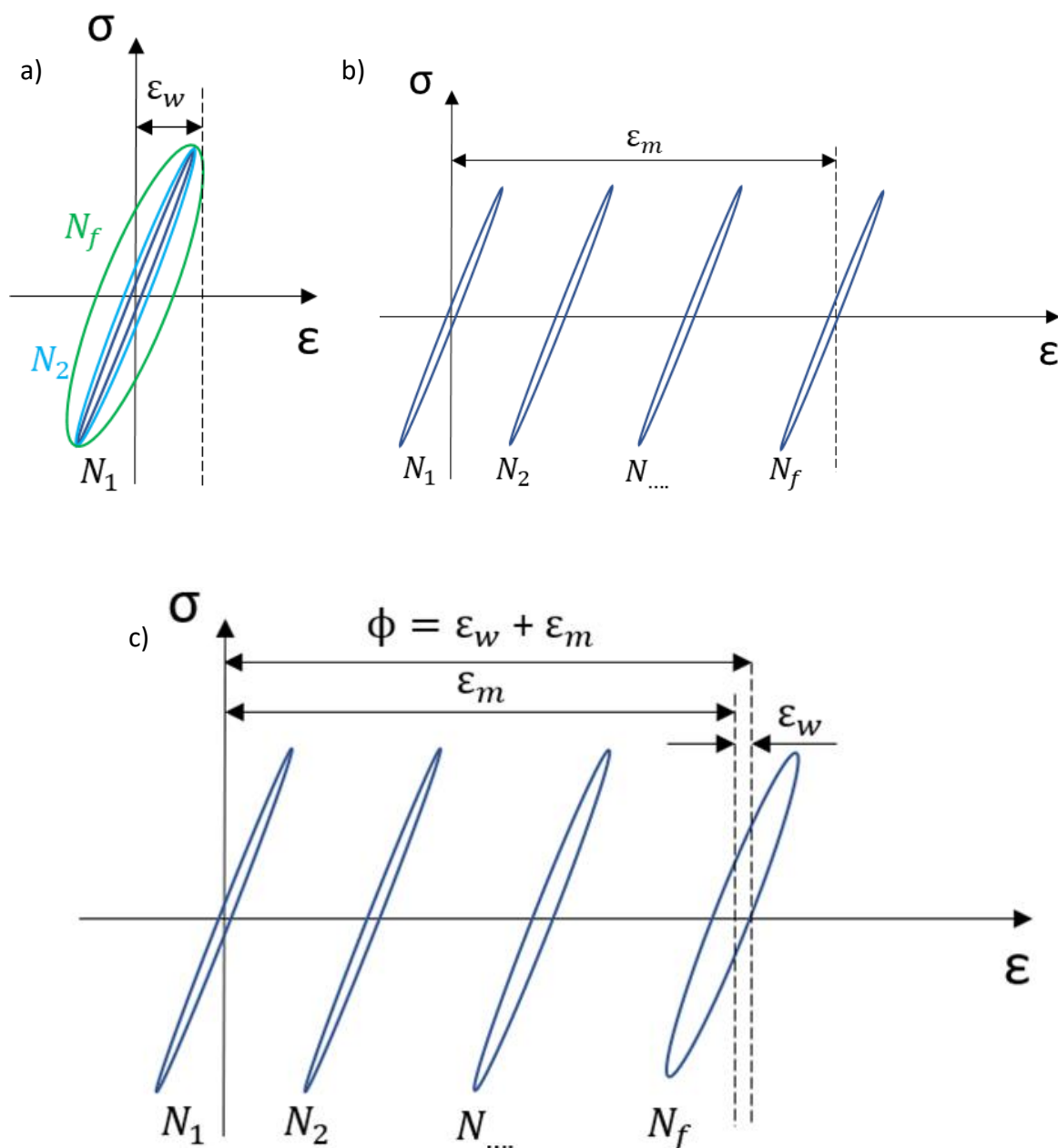
$$\varepsilon_w = \frac{\varepsilon_{\max}^{F=0} - \varepsilon_{\min}^{F=0}}{2} \quad (2.46)$$

$$\varepsilon_m = \frac{\varepsilon_{\min}^{F=0} + \varepsilon_{\max}^{F=0}}{2} \quad (2.47)$$

natomiast dla obciążenia pulsacyjnego dodatniego (Rys. 2.15):

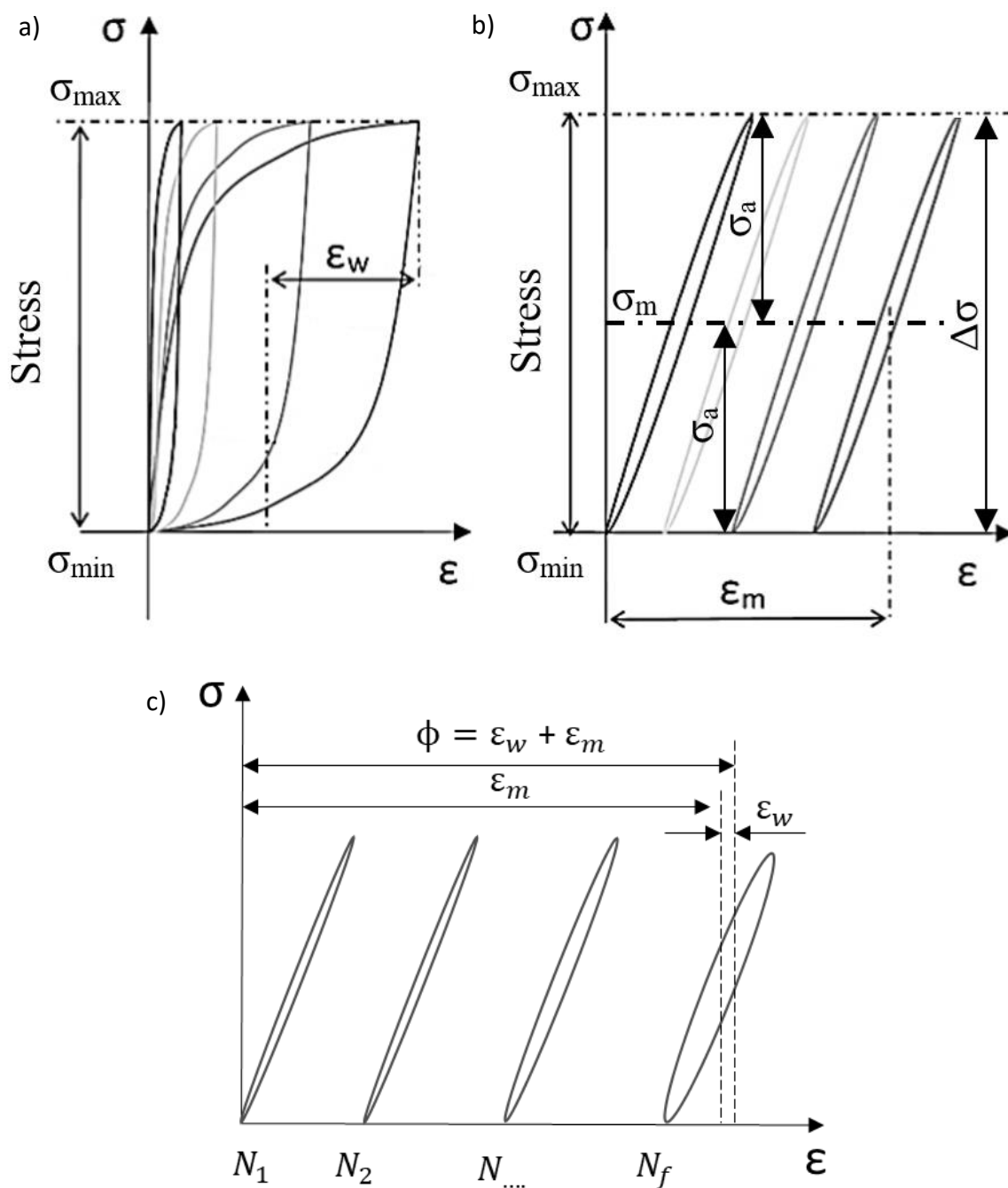
$$\varepsilon_w = \frac{\varepsilon_{\max}^{\sigma=\sigma_{\max}/2} - \varepsilon_{\min}^{\sigma=\sigma_{\max}/2}}{2} \quad (2.48)$$

$$\varepsilon_m = \frac{\varepsilon_{\min}^{\sigma=\sigma_{\max}/2} + \varepsilon_{\max}^{\sigma=\sigma_{\max}/2}}{2} \quad (2.49)$$



Rys. 2.14 Schemat zmian charakteru pętli histerezy w zależności od mechanizmu: cykliczna plastyczność (a), ratcheting (b); kombinacja ratchetingu i cyklicznej plastyczności dla cykli symetrycznych (c).

W obu przypadkach zmiany wartości odkształcenia mierzonych dla całej objętości pomiarowej próbki są sumą lokalnych wartości odkształcenia narastających wokół defektów w postaci wtrąceń niemetalicznych i pustek lub kumulujących się poślizgów w poszczególnych ziarnach. Podobny sposób ewolucji pętli histerezy w zależności od mechanizmu rozwoju uszkodzenia dla obciążenia odzerowo-tętniącego dodatniego przedstawiono na Rys. 2.15.



Rys. 2.15 Schemat zmian charakteru pętli histerezy w zależności od mechanizmu uszkodzenia: cykliczna plastyczność (a), ratcheting (b); kombinacja ratchetingu i cyklicznej plastyczności dla obciążenia odzerowo-tętniącego dodatniego (c)

Zaproponowany sposób oceny uszkodzenia zmęczeniowego daje możliwość określenia jego propagacji, identyfikacji wskaźników uszkodzenia, oceny wytrzymałości zmęczeniowej oraz znajdowania zakresów poziomu naprężenia, w którym akumulacja uszkodzenia może być opisywana prawem liniowym. Przedstawiony alternatywny sposób oceny uszkodzenia materiałów poddawanych obciążeniom zmęczeniowym będzie wykorzystany w dalszych rozdziałach tej pracy. Badania, w których rejestrowano zmiany szerokości pętli histerezy i jej przesuwanie przy zmianie liczby cykli dla ustalonej stałej wartości amplitudy naprężenia

wskazują, że tego typu procedura daje możliwości oceny zapasu czasu bezpiecznej eksploatacji badanych stali i nie ma potrzeby wykonywania tak wielu eksperymentów, jak wymagane jest to przy wyznaczaniu wykresu Wöhlera.

2.3 Nieniszczące metody monitorowania rozwoju uszkodzenia

Nieniszczące metody monitorowania rozwoju uszkodzenia pozwalają na śledzenie postępujących zmian w strukturze materiału bez konieczności jego zniszczenia. Dzięki nim możemy skutecznie ocenić stan techniczny konstrukcji, maszyn oraz urządzeń, co pozwala uniknąć katastrofalnych awarii i zapewnić bezpieczeństwo użytkownikom. Metody nieniszczące umożliwiają precyzyjne ocenianie uszkodzeń wewnętrznych lub defektów powierzchniowych bez ingerencji w strukturę materiału. Ich zastosowanie pozwala szybko i skutecznie diagnozować stan techniczny elementów konstrukcyjnych i podejmować odpowiednie działania naprawcze w celu zapobieżenia dalszemu pogorszeniu się ich stanu.

Spośród bogactwa oferowanych współczesnych nieniszczących metod monitorowania rozwoju uszkodzenia materiałów konstrukcyjnych można na przykład wyróżnić:

1. Metody ultradźwiękowe: technika polega na propagowaniu fal ultradźwiękowych przez badany materiał i zbieraniu sygnałów ich odbicia, które mogą wskazywać na obecność uszkodzeń.
2. Metoda magnetyczna: polega na pomiarze natężenia pola magnetycznego. Zmiany jego wartości świadczą o powstawaniu uszkodzeń w strukturze materiału.
3. Metoda elektromagnetyczna: polega na wykorzystaniu pól elektromagnetycznych do monitorowania zmian w strukturze materiału konstrukcyjnego, skutkując wskazywaniem potencjalnych miejsc uszkodzenia.
4. Metoda wizualna: polega na regularnym wizualnym sprawdzaniu stanu materiałów konstrukcyjnych w celu wczesnego wykrywania uszkodzeń powierzchniowych.
5. Metoda termiczna: polega na monitorowaniu zmian temperatury wokół materiałów konstrukcyjnych, co może wskazywać na potencjalne uszkodzenia spowodowane np. przez tarcie czy przegrzanie.
6. Metoda akustyczna: polega na monitorowaniu dźwięków emitowanych przez badane materiały, których zmiana natężenia prowadzi do identyfikacji uszkodzeń strukturalnych.

2.3.1 Metody ultradźwiękowe

Badania nieniszczące z wykorzystaniem ultradźwięków są szeroko stosowane do oceny stanu stopnia wyeksploatowania materiałów i konstrukcji [74]. Pozwalają one wykrywać potencjalne uszkodzenia, jednak dopiero w stosunkowo już silnie zaawansowanych stadiach ich rozwoju [75]. Należy podkreślić, że techniki ultradźwiękowe wykorzystujące pomiary współczynnika tłumienia lub prędkości fal ultradźwiękowych mają również swoje ograniczenia. Rejestrowany podczas badań wzrost wartości współczynnika tłumienia może

wynikać zarówno z wysokiego stopnia degradacji materiału, jak i niejednorodności struktury lub obecności drobnych wad produkcyjnych [76]. Dodatkowym utrudnieniem przeprowadzania dokładnych pomiarów tłumienia fali ultradźwiękowej w warunkach przemysłowych jest częsty brak możliwości niwelacji wpływu stanu badanej powierzchni czy samej jej krzywizny [76]. Najbardziej efektywną metodyką pozwalającą na dokładne pomiary współczynnika tłumienia jest przeprowadzanie pomiarów w tych samych punktach referencyjnych oraz monitorowanie ich dalszych zmian [76].

Z kolei, pomiary prędkości fal ultradźwiękowych mogą być obarczone niedogodnościami wynikającymi przede wszystkim z precyzyjnego pomiaru czasu przejścia fali oraz grubości badanego materiału, niezbędnych do obliczenia ich prędkości. Dodatkowymi trudnościami mogą być wspomniane już początkowe wady strukturalne oraz brak płasko-równoległości badanego obiektu. Do niewątpliwych zalet metod ultradźwiękowych w warunkach przemysłowych należy zaliczyć dużą szybkość pomiaru, relatywnie niską cenę oraz stosunkowo łatwą adaptacyjność.

W ostatnich latach niektóre ośrodki naukowe wykazały dużą przydatność dwójłomności akustycznej w ocenie stopnia uszkodzenia materiałów. Parametr ten definiuje się jako względną różnicę prędkości dwóch fal poprzecznych rozchodzących się w tym samym kierunku, ale spolaryzowanych w dwóch wzajemnie prostopadłych kierunkach [76]. Parametr ten zwykle służył do określania anizotropii sprężystej materiału [77]. Definiuje się go w następującej postaci [78]:

$$B_{ak} = 2 \frac{V_{Tp} - V_{Tr}}{V_{Tp} + V_{Tr}} = 2 \frac{t_{Tp} - t_{Tr}}{t_{Tp} + t_{Tr}} \quad (2.50)$$

gdzie:

V_{Tp} – prędkość fali poprzecznej spolaryzowanej prostopadle do kierunku wartości maksymalnego naprężenia rozciągającego,

V_{Tr} – prędkość fali poprzecznej spolaryzowanej równolegle do kierunku wartości maksymalnego naprężenia rozciągającego,

t_{Tr} – czas przejścia przez grubość materiału fali poprzecznej spolaryzowanej równolegle do kierunku maksymalnego naprężenia rozciągającego,

t_{Tp} – czas przejścia przez grubość materiału fali poprzecznej spolaryzowanej prostopadle do kierunku maksymalnego naprężenia rozciągającego.

Rejestrowane zmiany współczynnika dwójłomności akustycznej wynikają z obrotu ziaren materiału, które podczas deformacji zmieniają orientację swojego ułożenia w kierunku łatwego poślizgu równolegle do kierunku naprężenia [79]. Aby wyeliminować wpływ tekstury w pomiarach współczynnika dwójłomności akustycznej przy ocenie stopnia degradacji materiałów, zakłada się, że powstała degradacja ma charakter ukierunkowany [80]. Jest to niewątpliwie słuszne założenie, gdyż wiele rodzajów obciążenia eksploatacyjnego (jak np. pełzanie), powoduje ukierunkowany rozwój mikro-defektów [81].

Do niewątpliwych zalet stosowania współczynnika dwójłomności akustycznej w ocenie degradacji materiału można zaliczyć:

- brak potrzeby pomiaru grubości materiału w trakcie wyznaczania współczynnika, gdyż jego wartość określa się jedynie na podstawie czasów przejścia fal ultradźwiękowych.
- wyeliminowanie błędów pomiarowych wynikających z nierównoległości powierzchni oraz niejednorodności materiału. Pomiary czasów przejścia wykonuje się w tym samym punkcie pomiarowym, tą samą głowicą, obróconą o 90° w stosunku do jej pierwotnego położenia przez co wiązka ultradźwiękowa przechodzi przez tę samą objętość materiału oraz odbija się od tego samego obszaru przeciwległej powierzchni. Różnicę pomiędzy warunkami pomiaru obu czasów przejścia fali stanowi jedynie kierunek jej polaryzacji [76].

Przykłady zastosowania dwójłomności akustycznej do oceny degradacji materiału na skutek procesu pełzania przedstawiono w pracach [77], [78].

W ocenie zmian właściwości mechanicznych wynikających z degradacji materiału wykorzystać można również współczynnik elastoakustyczny, który odzwierciedla stopień proporcjonalności pomiędzy naprężeniem i względnymi zmianami prędkości fal [81], [82], [83].

$$\frac{V_{\sigma}-V_0}{V_0} = \frac{t_0-t_{\sigma}}{t_{\sigma}} = \beta \cdot \sigma \quad (2.51)$$

gdzie:

V_{σ} – prędkość przejścia fali ultradźwiękowej w materiale poddanym obciążeniu,

V_0 – prędkość przejścia fali ultradźwiękowej w materiale bez obciążenia,

t_0 – czas przejścia przez ustalony odcinek drogi w materiale bez obciążenia,

t_{σ} – czas przejścia przez ustalony odcinek drogi w materiale poddanym obciążeniu,

β – współczynnik elastoakustyczny,

σ – naprężenie.

Ze związku (2.51) wynika wzór określający współczynnik elastoakustyczny:

$$\beta = \frac{V_{\sigma}-V_0}{V_0 \cdot \sigma} = \frac{t_0-t_{\sigma}}{t_{\sigma} \cdot \sigma} \quad (2.52)$$

Z uwagi na fakt, iż największe zmiany prędkości przy ustalonym przyroście naprężenia występują w przypadku fal podłużnych rozchodzących się w kierunku działania naprężenia [84], [85], parametry przejścia tychże fal przez materiał mogą być wykorzystane do oceny stopnia degradacji badanego materiału. Największą trudnością podczas wyznaczania stałych

elastoakustycznych jest precyzyjny pomiar prędkości fali ultradźwiękowej w funkcji zadanego naprężenia wynikającego z zastosowanego obciążenia materiału.

2.3.2 Metody magnetyczne

W ostatnich latach dużego znaczenia w badaniach stopnia degradacji materiałów ferromagnetycznych nabierają metody magnetyczne. W przypadku takich materiałów najczęściej wykorzystuje się zjawisko Barkhausena polegające na skokowym przebiegu zmiany namagnesowania ferromagnetyka pod wpływem zmieniających się warunków zewnętrznych. Rozróżnia się dwa typy efektu Barkhausena:

- polowy, gdy zmiana namagnesowania ferromagnetyka występuje pod wpływem natężenia pola magnetycznego,
- mechaniczny, gdy namagnesowanie ferromagnetyka ulega zmianie pod wpływem zmian naprężenia.

Polowy efekt Barkhausena polega na wymuszeniu skokowych ruchów granic domenowych przez zmianę natężenia pola magnetycznego [86]. Ściany domenowe, hamowane przez bariery mikrostrukturalne, są następnie uwalniane pod wpływem zmian pola magnetycznego powodując skokowe ruchy granic domenowych generujących fale elektromagnetyczne, które powodują indukcję magnetyczną impulsu napięcia emisji Barkhausena do zbliżonego materiału cewki detekcyjnej [87], [88]. Technika badawcza oparta na pomiarze emisji Barkhausena jest techniką powierzchniową a głębokość impulsów Barkhausena jest określona zależnością [89]:

$$h_B \approx g_e = (\pi \cdot \mu_0 \cdot \mu_r \cdot \sigma_e \cdot f)^{-\frac{1}{2}} \quad (2.53)$$

gdzie:

h_B – głębokość detekcji impulsów Barkhausena,

g_e – głębokość ekranowania fali elektromagnetycznej,

μ_0 – przenikalność magnetyczna próżni,

μ_r – względna przenikalność magnetyczna ośrodka,

σ_e – przewodnictwo właściwe materiału,

f – częstotliwość fali elektromagnetycznej.

Efekt Barkhausena jest szeroko wykorzystywany zarówno w badaniach składowych naprężenia resztkowego [90], do określania liczby cykli procesu zmęczenia oraz zmęczenia w podwyższonych temperaturach [91], odporności na pękanie [92], jak i do oceny jakości warstw powierzchniowych, np. nawęglanych i hartowanych [93], [94], hartowanych indukcyjnie [95] lub laserowo [96].

Z kolei mechaniczny efekt Barkhausena polega na wymuszeniu skokowych ruchów granic domenowych przez naprężenia zewnętrzne jakim poddany jest ferromagnetyk. Na skutek działającego naprężenia zachodzi zjawisko magnetosprężyste, w trakcie którego naprężenia i związane z nimi odkształcenia zmieniają oddziaływania sił wymiany pomiędzy sąsiednimi atomami, prowadząc do zmiany rozkładu spinów w domenach, co finalnie skutkuje zmianą właściwości magnetycznych [97]. Struktura domenowa ulega modyfikacji pod wpływem naprężenia głównie na skutek przesuwania ścian domenowych typu nie-180° [98], [99]. Zmiana położenia granicy domenowej pod wpływem naprężenia zależy od jej typu [100] i zapisywana jest zależnością:

$$\Delta E_m = -1,5 \cdot \lambda_s \cdot \sigma \cdot [\cos^2 \varnothing_1 - \cos^2 \varnothing_2] \quad (2.54)$$

gdzie:

ΔE_m – zmiana energii magnetosprężystej jednostki objętości ferromagnetyka,

λ_s – stała magnetostrykcji,

σ – naprężenia zewnętrzne,

$\varnothing$ – kąt pomiędzy kierunkiem działania naprężenia σ_r a kierunkiem wektora namagnesowania lokalnego J_s

Należy podkreślić, iż połowy efekt Barkhausena jest wielokrotnie silniejszy od mechanicznego efektu Barkhausena [101] ze względu na procentowo większą liczbę i powierzchnię granic domenowych odpowiedzialnych za powstawanie połowego efektu Barkhausena [98].

Efekt Barkhausena jest powszechnie wykorzystywany do oceny degradacji materiału na skutek obciążeń cyklicznych. Różne etapy uszkodzeń zmęczeniowych niskowęglowej stali konstrukcyjnej scharakteryzowano przy użyciu techniki analizy sygnału magnetycznej emisji Barkhausena (MBE) podczas zmęczenia wysokocyklowego [102]. Zaobserwowane trendy zmian napięcia szczytowego MBE wykazały początkowy wzrost, a następnie spadek tej wartości. Następnie podczas monitorowania zmęczenia „online” aż do pęknięcia próbki stwierdzono gwałtowny wzrost MBE. Zmienność napięcia szczytowego MBE przy odkształceniu mechanicznym skorelowano ze zmianami mikrostrukturalnymi na różnych etapach uszkodzeń zmęczeniowych. W pierwszym etapie napięcie szczytowe MBE wzrasta w wyniku redystrybucji dyslokacji i tworzenia struktur komórkowych. Drugi etap charakteryzuje się spadkiem napięcia szczytowego MBE, czemu towarzyszy zmniejszenie rozmiaru komórek dyslokacji i zwiększenie gęstości dyslokacji oraz powstawanie pasm poślizgu. W trzecim etapie napięcie szczytowe MBE ponownie wzrasta, aż do zniszczenia wskutek inicjacji i wzrostu

makropęknięć. Przejście punktu kolanowego pomiędzy drugim i trzecim etapem przypisuje się tworzeniu się wtrąceń przypominających karby, które są źródłem inicjacji pęknięć.

W pracy [103] do identyfikacji uszkodzeń stali średniowęglowej 42CrMo4 poddanej zmęczeniu wykorzystano magnetyczny efekt Barkhausena. Spośród rozważanych parametrów najbardziej odpowiednim została wybrana pełna szerokość w połowie maksimum obwiedni szumu Barkhausena, gdyż zmienia się liniowo wraz ze wzrostem liczby cykli do zniszczenia, umożliwiając w ten sposób szybką ocenę degradacji materiału.

W kolejnej pracy [104] zbadano ewolucję uszkodzeń zmęczeniowych konstrukcyjnej stali AISI 8620 za pomocą pomiarów szumu Barkhausena. Oceniono wpływ zastosowanej amplitudy naprężenia i liczby cykli na parametr szumu Barkhausena. Dla zakresu naprężenia poniżej granicy plastyczności materiału stwierdzono, że szum Barkhausena wzrasta wraz ze wzrostem naprężenia. Gdy zastosowane maksymalne naprężenie przekracza granicę plastyczności materiału, należy uwzględnić odkształcenie plastyczne i nie można stwierdzić bezpośredniej zależności pomiędzy uszkodzeniem zmęczeniowym a szumem Barkhausena. W pracy [105] badano ewolucję szumu Barkhausena i wartości naprężenia szczytowego w funkcji liczby cykli zmęczeniowych dla stali o wysokiej wytrzymałości. Pomiary przeprowadzono w kilku kierunkach, aby zapewnić wykrycie zmian anizotropii kątowej szumu Barkhausena. Amplituda szumu Barkhausena w kierunku obciążenia zmieniała się tylko nieznacznie w wyniku deformacji wskutek obciążeń cyklicznych. Natomiast w pozostałych kierunkach, szczególnie pod kątem 60° w stosunku do kierunku obciążenia, zaobserwowano znaczną zmianę amplitudy szumu Barkhausena w funkcji liczby cykli obciążenia. Anizotropia kątowa szumu Barkhausena wzrastała w funkcji liczby cykli obciążenia, natomiast wielkość wzrostu uzależniony był od amplitudy odkształcenia.

2.3.3 Metody optyczne

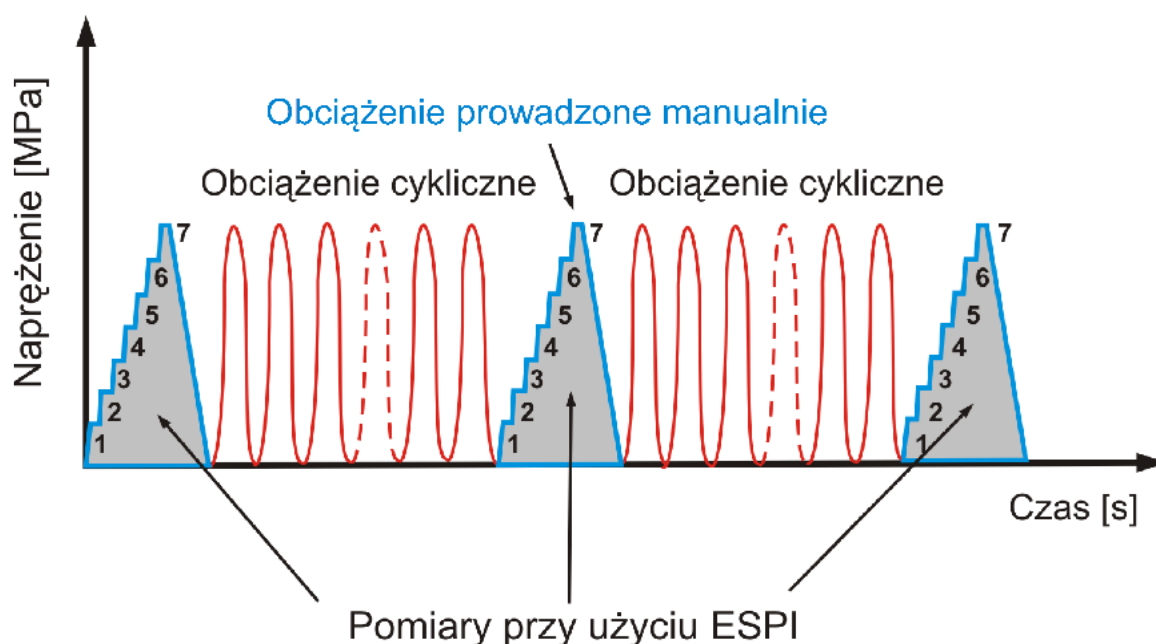
Ocena stopnia uszkodzenia materiałów zachodzącego pod wpływem długotrwałych obciążeń eksploatacyjnych na podstawie zmian lokalizacji deformacji uwidocznionych na polowych rozkładach składowych przemieszczenia w wybranym obszarze elementu konstrukcyjnego pozostaje nadal kierunkiem intensywnych współczesnych badań wytrzymałościowych. W pracach tych dąży się do opracowania prototypowego stanowiska badawczego wraz z szeregiem procedur badawczych, zaś zastosowanie metod optycznych umożliwi efektywne monitorowanie stanu instalacji technicznych bez konieczności przerywania ich pracy. Należy podkreślić, iż proces rozwoju uszkodzeń struktury materiału wywołany obciążeniami cyklicznymi jest procesem lokalnym. Rozwija się on w miejscach osłabionych defektami strukturalnymi, np. przez spiętrzenia dyslokacyjne, pustki czy wtrącenia i wydzielenia niemetaliczne. Występuje również w miejscach największych wartości naprężenia będących sumą obciążeń zewnętrznych, naprężeń własnych ukształtowanych w procesie wytwórczym i składowych naprężenia powstałych jako efekt spiętrzenia karbów geometrycznych i strukturalnych. Rozwój uszkodzeń jest zatem związany z lokalnymi zmianami składowych odkształcenia, a ich uwidocznienie stwarza możliwość monitorowania i wczesnego ich wykrywania w badanych materiałach lub zbudowanych z nich całych

konstrukcji. Niewątpliwą zaletą wykorzystania metod optycznych dających połowy obraz rozkładu deformacji przy zastosowaniu Cyfrowej Korelacji Obrazu (Digital Image Correlation - DIC) czy Elektronicznej Interferometrii Plamkowej (Electronic Speckle Pattern Interferometry - ESPI) jest możliwość identyfikowania zmian w strukturze materiału na poziomie mikroskali. To z kolei pozwala na stosunkowo wczesną identyfikację procesu degradacji przed etapem jej dynamicznego rozwoju [51].

Metoda cyfrowej korelacji obrazu wykorzystuje obrazy rejestrowane jednocześnie przez dwa, lub więcej obrazowych przetworników cyfrowych i jest mniej wrażliwa na przemieszczenia i wibracje obiektów niż metoda ESPI. Obecnie metoda ta jest coraz częściej stosowana do pomiaru rozkładu odkształcenia komponentów w warunkach eksploatacyjnych wywołanych zmęczeniem lub pełzaniem. Fizyczne zasady metody cyfrowej korelacji obrazu wskazują na jej stosunkowo łatwą adaptację do monitoringu elementów konstrukcyjnych w ich naturalnym środowisku przemysłowym, dlatego też coraz więcej uwagi poświęca się ocenie rozwoju uszkodzeń maszyn i elementów konstrukcyjnych w ich rzeczywistych warunkach pracy.

Metoda ESPI stanowi efekt kilku przełomowych osiągnięć technologicznych: wynalezienia lasera, przetworników i czujników sygnałów świetlnych (kamery CCD) oraz gwałtownego rozwoju komputerów i ich mocy przerobowych. Wynalazki te z jednej strony wyeliminowały długotrwałą, pracochłonną i relatywnie drogi proces wykrywania i rejestracji sygnałów za pomocą kliszy światłoczułej, a z drugiej zaś umożliwiły szybkie, bieżące przetwarzanie znacznych ilości zbieranych danych. W ten sposób zbudowano system pomiarowy wyposażony w niezbędne oprogramowanie zawierające zaawansowane algorytmy przetwarzania obrazów cyfrowych, które umożliwiają uzyskiwanie ilościowych danych doświadczalnych.

Oprogramowanie komputerowe wymienionych wyżej zestawów umożliwia obliczenie rozkładów składowych odkształcenia i ewentualnie składowych naprężenia przy założeniu spełnienia warunków płaskiego stanu naprężenia lub odkształcenia na podstawie rozkładów przemieszczenia. Zestaw ESPI przeznaczony jest do pomiarów statycznych i wymaga zatrzymania obciążania próbki na czas wykonania niezbędnej serii zdjęć, co wymaga około 3 sekund. Oferuje on w zamian bardzo dobrą rozdzielczość określenia odkształcenia rzędu 10^{-6} . Z kolei system DIC daje możliwości pomiarów w zakresie dynamicznym o szybkościach uzależnianych od zastosowanych przetworników cyfrowych, lecz z nieco gorszą rozdzielczością wyznaczania składowych odkształcenia rzędu 5×10^{-4} .

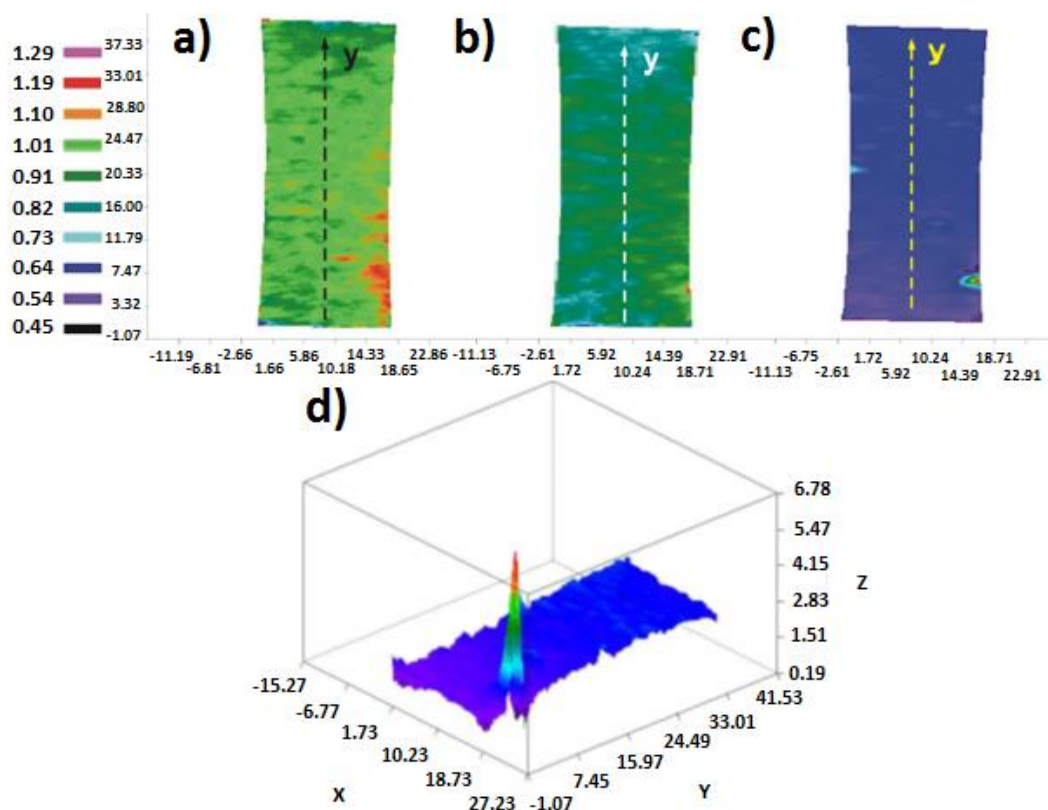


Rys. 2.16 Schemat procedury obciążenia przy zastosowaniu systemu ESPI w trakcie badań zmęczeniowych [106].

Przykładem zastosowania systemu ESPI w trakcie badań zmęczeniowych była próba określenia lokalizacji uszkodzenia porowatego siluminu [106]. Próbki poddane cyklicznemu obciążeniu odpowiadającemu 64% granicy plastyczności badanego materiału (100 MPa) po osiągnięciu przez materiał określonej liczby cykli (tj.: 1, 2, 3, 5, 1000, 25 000, 100 000, 200 000 oraz 300 000) odcinano, a następnie stopniowo obciążano do osiągnięcia siedmiu poziomów działającej siły (od 1,2 kN do 7,2 kN ze skokiem 1 kN) (Rys. 2.16).

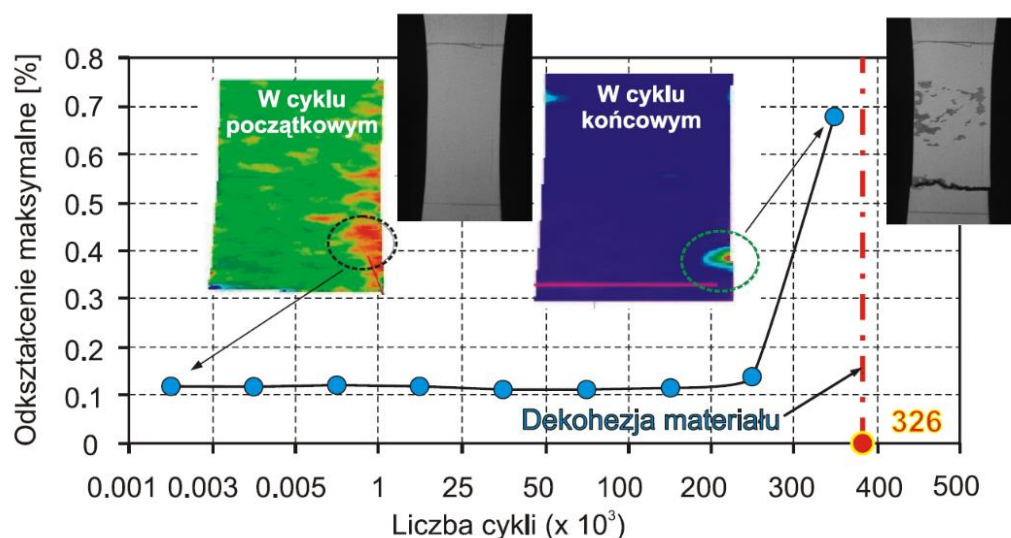
Z uwagi na drgania układu wynikające z hydraulicznego zasilania maszyny wytrzymałościowej, które wprowadzały zakłócenia znacznie przewyższające dokładność pomiarową systemu ESPI, w trakcie badań użyto zaprojektowanego w IPPT PAN hydraulicznego układu do statycznego obciążania, eliminującego problem drgań zakłócających pracę systemu ESPI.

W trakcie pomiarów na powierzchni próbki obserwowano składowe przemieszczenia występujące od pierwszych cykli obciążenia aż do cyklu 325 642, w którym nastąpiło pęknięcie próbki (Rys. 2.17a-c), widoczne na mapach odkształcenia sporządzonych dla kierunku odpowiadającego kierunkowi działania siły osiowej (kierunek „y”). Mapy składowej odkształcenia w kierunku osi y przedstawiają proces rozwijania się deformacji wokół ogniska uszkodzenia zmęczeniowego



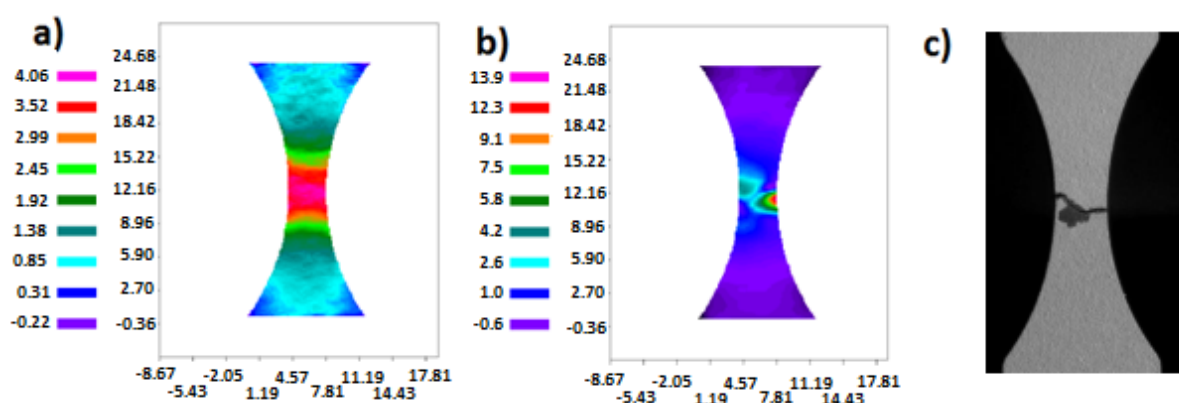
Rys. 2.17 Mapy składowej odkształcenia dla kierunku osi y: po 1 cyklu (a), po 200 000 cykli (b), po 300 000 cykli (c, d) [106].

Dla wszystkich przeprowadzonych pomiarów wyznaczono rozkład składowej odkształcenia w kierunku osi y w celu określenia ilościowego jego przyrostu w kolejnych etapach obciążania rozciągającego. Z wykresu (Rys. 2.18) przedstawiającego zmianę wartości maksymalnego odkształcenia w funkcji liczby cykli wynika, iż lokalne wartości odkształcenia do około 150 000 cyklu pozostają praktycznie niezmiennie. Dopiero po przekroczeniu tej liczby cykli nastąpił gwałtowny wzrost odkształcenia generowany zainicjowanym pęknięciem, które doprowadziło do zniszczenia materiału w 325 642 cyklu.



Rys. 2.18 Rozwój pęknięcia w materiale wraz z uwidocznionym miejscem pęknięcia [106].

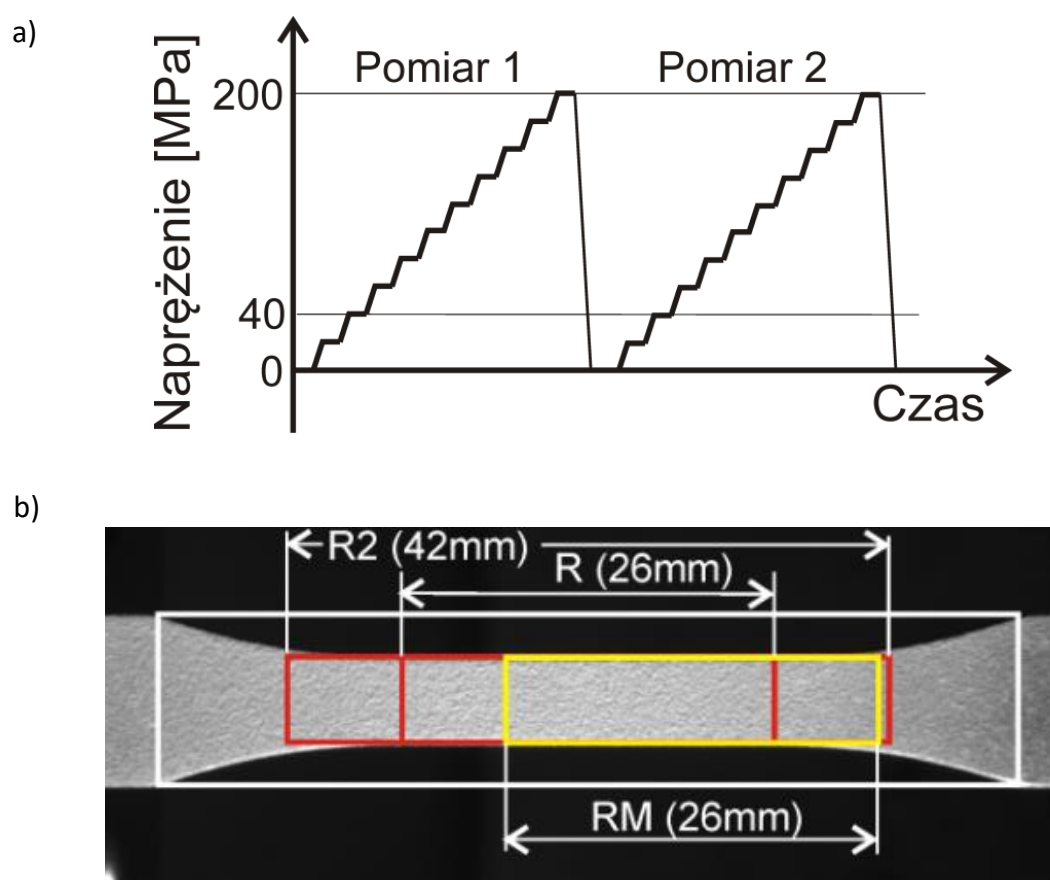
Podobne badania przeprowadzono w IPPT PAN na próbkach wykonanych ze stali P54T powszechnie stosowanej w kolejnictwie. Celem wymuszenia lokalizacji uszkodzenia w miejscu o najmniejszym przekroju w trakcie badań zmęczeniowych wykorzystane zostały próbki klepsydryczne. Koncentracja naprężenia została zaobserwowana w części pomiarowej próbki, jak przedstawiono na Rys. 2.19a. Pomiary przeprowadzone z wykorzystaniem systemu ESPI po zadaniu 37 500 cykli zmęczeniowych uwiaryściły miejsca o największej akumulacji odkształcenia i wskazały potencjalne miejsca rozwoju pęknięcia (Rys. 2.19b). Próbkę poddano dalszym obciążeniom cyklicznym uległa zniszczeniu po 42 221 cyklach, pękając dokładnie w miejscu sugerowanym przez system ESPI (Rys. 2.19c).



Rys. 2.19 Rozkłady odkształcenia zarejestrowane na powierzchni próbki klepsydrycznej ze stali P54T poddanej procesowi zmęczenia po 1 cyklu (a), po 37 500 cyklach (b), oraz widok pękniętej próbki po 42 221 cyklach (c).

Kolejnym przykładem badań realizowanych w IPPT PAN z użyciem systemu ESPI była analiza uszkodzenia nowoczesnych kompozytów o matrycy metalowej pod wpływem obciążeń zmęczeniowych [107]. Celem eksperymentów było sprawdzenie możliwości wykorzystania systemu ESPI do oceny rozwoju uszkodzeń struktury generowanych obciążeniami cyklicznymi prowadzącymi do zmęczenia próbki w uprzednio zdefiniowanym obszarze pomiarowym. Badanym materiałem był kompozyt na osnovie stopu aluminium AA2124 wzmocniony cząstkami węgla krzemu o wielkości z zakresu od 0,6 μm do 3 μm i różnej jego zawartości procentowej. Z uwagi na niejednorodność materiału stwierdzono, że możliwym będzie wykorzystanie polowej metody pomiarów rozkładów składowych przemieszczenia do określenia parametru wskazującego na rozwój uszkodzeń zmęczeniowych. Przyjęta procedura wyznaczania rozkładów składowych przemieszczenia i odkształcenia na powierzchni próbki poddanej uprzednio obciążeniom cyklicznie zmiennym polegała na statycznym obciążeniu próbki w zakresie sprężystym do wartości 7 kN w 14 etapach co 500 N. Na każdym kolejnym etapie obciążania kamera wykonywała automatycznie serię zdjęć w obszarze określonym prostokątną ramką o wymiarach około 5 mm na 30 mm. Zarejestrowane obrazy stanowiły w kolejnych etapach punkt odniesienia do obliczeń rozkładu składowych przemieszczenia u_y i u_x wywołanych obciążeniem 7 kN. Z uwagi, iż szerokość ramki była mniejsza od szerokości próbki (6 mm), możliwe było wyeliminowanie brzegowych zaburzeń wynikających zarówno z nierówności powierzchni bocznych próbki, jak i z numerycznych procedur różniczkowania na

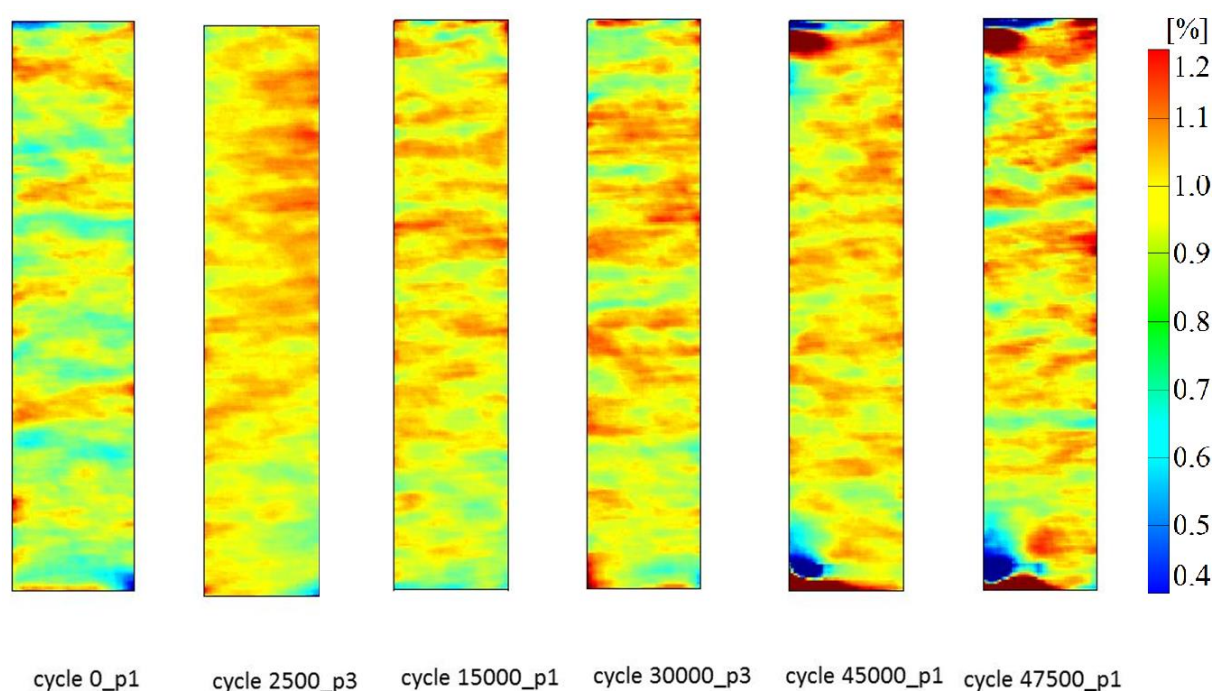
brzegach rozwiniętego obszaru. Schemat obciążania próbki przy wyznaczaniu rozkładów składowych przemieszczenia w płaszczyźnie próbki przedstawiono na Rys. 2.20a. System ESPI pozwala uzyskać fotografie interferencyjnych obrazów fazowych otrzymane poprzez nałożenie kolejnych obrazów zarejestrowanych po zadaniu określonego obciążenia na obraz referencyjny uzyskany dla próbki nieobciążonej (Rys. 2.20a). Zdjęcia interferencyjnych obrazów fazowych obejmują zazwyczaj większy obszar od zdefiniowanej na początku badań ramki pomiarowej. Jak można zaobserwować na Rys. 2.20b, ramka oznaczona literą R o długości 26 mm obejmowała całkowitą długość pomiarową próbki. Rozkład składowych przemieszczenia u_y i u_x był dla tego przypadku obliczany bezpośrednio z interferencyjnych obrazów fazowych zarejestrowanych dla założonej ramki obliczeniowej. Ramka obliczeniowa może pokrywać się zarówno ze zdefiniowaną wcześniej ramką pomiarową R (Rys. 2.20b) lub może posiadać inny wymiar znajdujący się w obszarze zdjęć interferencyjnych.



Rys. 2.20 Schemat obciążania próbki w dwóch kolejnych pomiarach rozkładów przemieszczenia na powierzchni próbki z wykorzystaniem techniki ESPI (a), próbka stosowana w pomiarach ESPI z zaznaczonymi ramkami pomiarowymi i obliczeniowymi (b) [58].

Rozkład składowych odkształcenia w polu pomiarowym próbki określa się na podstawie różniczkowania odpowiednich składowych przemieszczenia rejestrowanych dla 256 elementów obliczeniowych. Oznacza to, iż wartości odkształcenia są zależne od zdefiniowanej ramki obliczeniowej. Jednak miejsca występowania wartości ekstremalnych powinny się pokrywać dla różnych ramek obliczeniowych. Przykładowe mapy rozkładu składowych

odkształcenia przedstawiające możliwości sytemu ESPI w monitorowaniu rozwoju uszkodzeń podczas procesu zmęczenia przedstawiono na Rys. 2.21. W początkowych cyklach zaobserwowano umacnianie materiału w obszarach słabszych i jednocześnie powiększanie się obszarów o większych wartościach odkształcenia. Zachowanie to postępuje aż do momentu utworzenia się dominujących, silnych stref kumulacji odkształcenia widocznych w postaci ciemno czerwonych obszarów od lewej strony w dolnej i górnej części obszaru pomiarowego. Silna koncentracja koloru czerwonego wiąże się z drastycznymi wartościami odkształcenia i towarzyszącym im mikropęknięciami. Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego rozwijał się aż do inicjacji pęknięć dominujących, które z kolei doprowadziły do zmęczeniowego pęknięcia próbki po 48850 cyklach obciążenia.



Rys. 2.21 Rozkłady czynnej składowej odkształcenia ϵ_y dla próbki PA11 przed obciążeniem zmęczeniowym i po 2500, 15000, 30000, 45000 i 47500 odzerowo-tętniających cyklach obciążenia o amplitudzie $\sigma_a=150\text{MPa}$ uzyskane przy pomocy kamery ESPI [58].

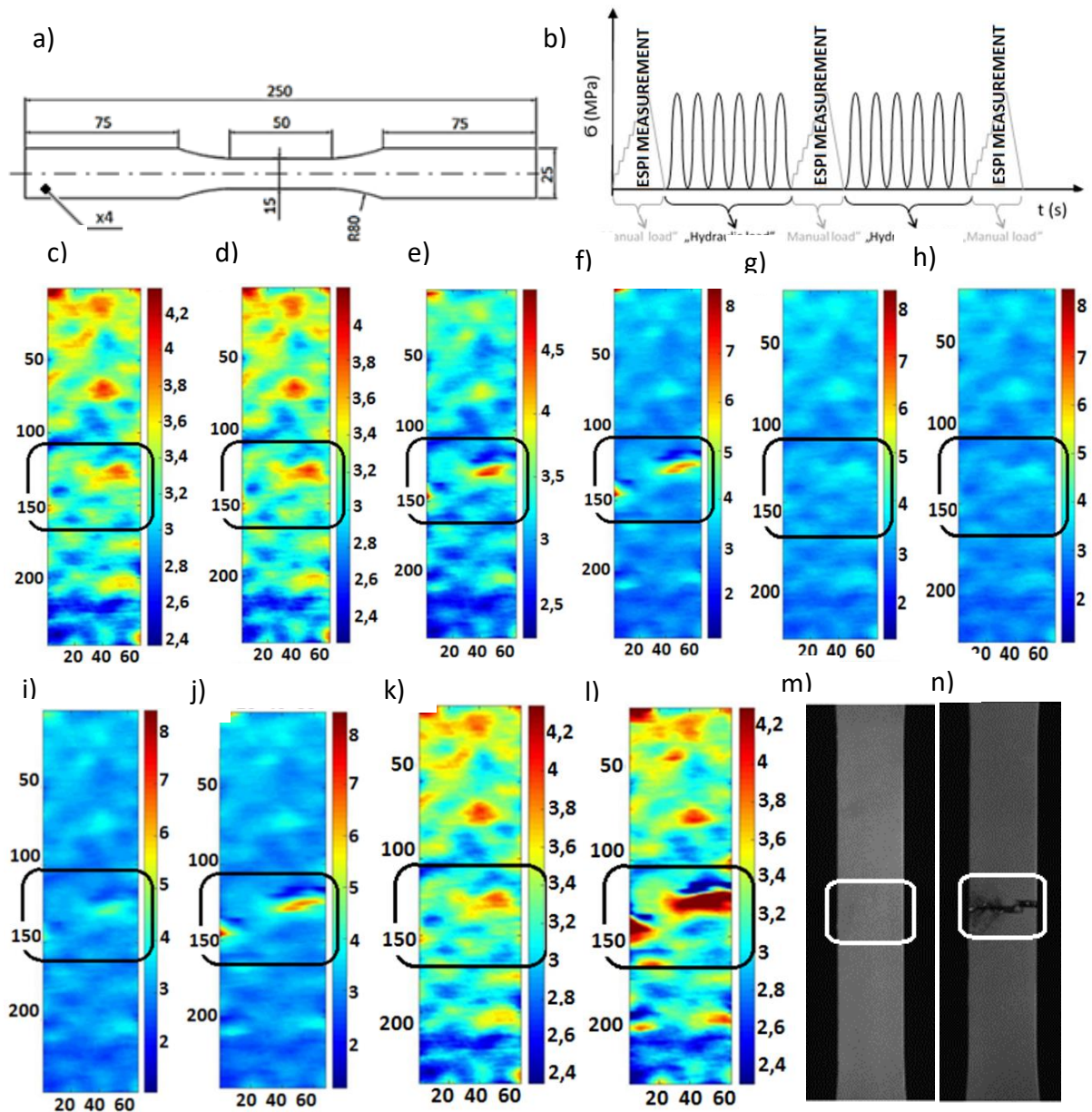
Na przedstawionym przykładzie należy zauważyć znaczenie prawidłowego doboru ramki obliczeniowej przed rozpoczęciem badań. Silna akumulacja odkształcenia zlokalizowana jest w dolnym obszarze ramki, czyli blisko części chwytowej próbki. Zdefiniowanie obszaru pomiarowego w ten sposób może znacząco wpłynąć na wynik pomiaru, gdyż uwzględnienia on ekstremalne warunki brzegowe, które w obliczeniach nie powinny zostać uwzględnione.

Kolejnym materiałem badanym w IPPT PAN był odlewniczy stop na bazie niklu o oznaczeniu MAR 247, pokryty 40 μm powłoką aluminiową za pomocą techniki CVD (Rys. 2.22) [108]. Stop ten ma bardzo dobre właściwości wytrzymałościowe w wysokiej temperaturze, jest odporny na korozję i utlenianie, stąd jego głównym zastosowaniem są łopaty turbin samolotów odrzutowych. Proces nanoszenia warstw realizowano za pomocą

urządzenia BARNAX BPX Pro 325S firmy IonBond w temperaturze 1014°C, w czasie 20 godzin, co zapewniło uzyskanie warstwy o założonej grubości. W wyniku nisko aktywnego procesu dyfuzji niklu powstaje dwustrefowa warstwa o wysokiej żaroodporności i dobrej adhezji. Jak pokazano w niniejszej pracy, charakteryzuje się on jednorodnością w zakresie morfologii i grubości na całej swojej długości.

Seria płaskich próbek o geometrii zaprezentowanej na Rys. 2.22a, poddana została warunkom zmęczeniowym z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej MTS-810. Amplituda naprężenia zadana w trakcie badań wynosiła 600 MPa, co stanowiło wartość mniejszą od granicy plastyczności testowanego materiału. Z uwagi na występujące drgania układu, znacznie przewyższające rozdzielczość pomiarową systemu ESPI (wynikające z hydraulicznego zasilania maszyny wytrzymałościowej), w trakcie badań użyto zaprojektowanego w IPPT PAN hydraulicznego układu do statycznego obciążania, eliminującego problem drgań zakłócających pracę systemu ESPI. Pierwszy cykl, podczas którego wykonywano pomiary ESPI, został przeprowadzony manualnie, a następnie przy pomocy maszyny wytrzymałościowej zadawano obciążenia cykliczne z częstotliwością 10Hz (Rys. 2.22b). Proces zmęczeniowy był przerywany kilkakrotnie w celu przeprowadzenia pomiarów przemieszczenia z wykorzystaniem systemu ESPI. Następowaty one po pierwszym, 20 000, 40 000 oraz 50 000 cyklu. Próbką uległa pęknięciu po zrealizowaniu 54 315 cykli.

Pomiary systemem ESPI, przeprowadzone na różnym etapie zmęczenia materiału, przedstawiają status i dynamikę rozwoju pęknięć na powierzchni badanej próbki. Pozwalają na wyznaczenie obszarów występowania największej koncentracji naprężenia i odzwierciedlają lokalny charakter inicjacji pęknięć zmęczeniowych. W pracy zilustrowano rozkłady odkształcenia wzdłuż osi Y w kierunku działania siły obciążającej - (c) po pierwszym; (d) 20000; (e) 40000 i (f) 50000 cyklu (Rys. 2.22). Mapy odkształcenia zostały uzyskane dla różnych skal w celu zapewnienia kompletnej dokumentacji zjawiska pękania zmęczeniowego. Aby umożliwić ich porównanie po kolejnych cyklach obciążających, te same mapy przedstawiono w jednolitej skali (Rys. 2.22g) a następnie zestawiono wyniki dla pomiarów po pierwszym i 50 000 cyklu (Rys. 2.22h). Dzięki wykorzystaniu metody ESPI możliwe było wyznaczenie obszaru inicjacji pęknięcia. Rys. 2.22i identyfikuje miejsce na części pomiarowej próbki, w którym doszło do jej dekohezji, co jest zgodne z największymi wartościami akumulacji odkształcenia występującymi na mapach uzyskanych w przeprowadzonych pomiarach. Zdjęcia przełomu oraz warstwy aluminidkowej po wykonanej próbie zmęczeniowej prezentują liczne pęknięcia na powierzchni próbki (Rys. 2.22m-n).



Rys. 2.22 Geometria i wymiary próbki zmęczeniowej (a); schemat obciążenia podczas przerywanego testu zmęczeniowego (b); całopolowy rozkład przemieszczenia w kierunku osi Y, zgodnym z kierunkiem działającej siły. Pomiar wykonano: w pierwszym cyklu obciążenia (c), po 20000 cykli (d), po 40000 cykli (e), po 50000 cykli (f) (skala została dobrana automatycznie do ekstremalnych wartości odkształcenia w każdym pomiarze). Całopolowy rozkład przemieszczenia w kierunku osi Y, zgodnym z kierunkiem działającej siły. Pomiar wykonano: w pierwszym cyklu obciążenia (g), po 20000 cyklach (h), po 40000 cyklach (i), po 50000 cyklach (j) (skala została dobrana do ekstremalnych wartości odkształcenia we wszystkich pomiarach: $\epsilon_{\text{MIN}}=1,1 \times 10^{-3}$, $\epsilon_{\text{MAX}}=8,4 \times 10^{-3}$). Połowy rozkład przemieszczenia w kierunku osi Y, zgodnym z kierunkiem działającej siły. Pomiar wykonano: w pierwszym cyklu (k), po 50000 cykli obciążenia (l). Skala dopasowana do ekstremalnych wartości odkształcenia w pierwszym pomiarze. Widok próbki zmęczeniowej: próbka przed (m) i po testach zmęczeniowych ($N_f = 54315$ cykli) (n).

Pomimo faktu, że struktura materiału pozostawała niezmienną, to jednak zaobserwowano kruche pękanie warstwy skutkujące późniejszym rozwojem uszkodzeń zmęczeniowych w głębi zdefektowanego miejsca. Analiza otrzymanych wyników pozwoliła sformułować następujące uwagi i wnioski:

- polowe metody pomiaru wartości odkształcenia na powierzchni pozwalają identyfikować miejsca o największej koncentracji naprężenia,
- w jednorodnym materiale, jakim jest stop odlewniczy na bazie niklu MAR 247, lokalizacja naprężenia występuje już we wczesnych cyklach obciążenia, czego przyczyną są głównie koncentratory naprężenia występujące stosunkowo licznie w badanej strukturze,
- dzięki wykorzystaniu optycznych technik pomiaru odkształcenia, takich jak elektroniczna interferometria plamkowa możliwa jest jedynie identyfikacja powierzchniowych lub podpowierzchniowych defektów.

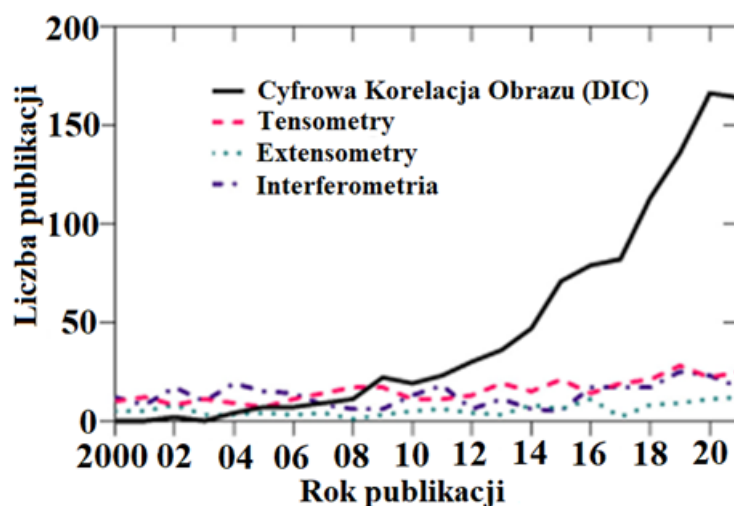
Przedstawione badania potwierdzają, iż system ESPI zapewnia bezkontaktowy pomiar badanej powierzchni a dzięki jego wysokiej rozdzielczości i czułości możliwe jest efektywne uzyskiwanie powierzchniowych rozkładów składowych przemieszczenia i odkształcenia o wysokiej dokładności. Umożliwia to tworzenie map i przestrzennych obrazów rozkładów przemieszczenia i odkształcenia w zadanym zakresie pomiarowym próbki. Dodatkowo, możliwe jest wyznaczenie dowolnego profilu składowych przemieszczenia i odkształcenia wzdłuż wybranego przekroju, jak również wyznaczanie wartości średnich, minimalnych i maksymalnych dla dowolnego punktu, przekroju lub obszaru w obrębie ramki obliczeniowej. Przeprowadzone pomiary pozwalają również wyznaczyć zarówno moduł sprężystości z zadanej wartości naprężenia osiowego i średniej wartości odkształcenia osiowego ϵ_y , jak i współczynnik Poissona z obliczonych średnich wartości odkształcenia osiowego ϵ_y i odkształcenia poprzecznego ϵ_x dla zdefiniowanego punktu, przekroju lub obszaru na powierzchni próbki.

Mimo dużego potencjału badawczego techniki ESPI w zakresie obserwacji powstawania i rozwoju lokalizacji odkształcenia oraz monitorowaniu zmian struktury materiału pod wpływem obciążeń cyklicznych wywołujących zmęczenie materiału, należy nadmienić, że jest to sprzęt wrażliwy na warunki zewnętrzne. Nawet niewielkie przemieszczenia uchwytu, czy zewnętrzne zakłócenia w formie drgań pochodzących od maszyny wytrzymałościowej o napędzie hydraulicznym są w stanie zaburzyć pomiar. Niedogodności te mogą być w pewnym stopniu kompensowane przez doświadczanego użytkownika. Podsumowując wszystkie wady i zalety ESPI, należy jednak stwierdzić, że umożliwia on badanie wszystkich rodzajów materiałów oraz dokonywanie szerokiej analizy mechanizmów odkształcania i pękania [109], [110].

W ostatnich latach powszechne stało się wykorzystanie cyfrowej korelacji obrazu w badaniach zmęczeniowych. Szacuje się, że opublikowano ponad 1000 prac, w których stosuje się DIC do pomiaru przemieszczenia/odkształcenia w trakcie zadanego obciążenia

cyklicznego, z czego ponad 900 z nich zostało opublikowanych w ostatnich 10 latach. Niewątpliwą zaletą systemów DIC jest ich bezkontaktowość. DIC wykorzystuje serię obrazów cyfrowych do obliczenia składowych odkształcenia pełnego pola na powierzchni płaskiego lub zakrzywionego obiektu. Powszechnie stosowane, komercyjne systemy DIC obliczają odkształcenia w rozdzielczościach wystarczająco wysokich, aby można było je wykorzystać i przekształcić do postaci pętli histerezy. Metodę DIC stosuje się nie tylko w przypadku obrazów cyfrowych opartych na technologii optycznej, ale także na obrazach cyfrowych z mikroskopów o ultra wysokiej rozdzielczości (ultra-HR) wykorzystywanych m.in. w skaningowych mikroskopach elektronowych (SEM) lub na obrazach wolumetrycznych z tomografii komputerowej (CT). Należy podkreślić, że w analizie zmęczenia, DIC zapewnia znacznie więcej informacji niż powszechnie wykorzystywana technika tensometryczna. Pomiary DIC przeprowadzone w różnych skalach (tj. makroskali, mikroskali i nanoskali) można nawet powiązać z zachodzącymi zmianami mikrostrukturalnymi czy zjawiskiem inicjacji i wzrostu pęknięć zmęczeniowych. Z uwagi, że zmęczenie jest procesem bardzo złożonym, metoda DIC wydaje się ważnym narzędziem dla obecnych i przyszłych badań z zakresu mechaniki pękania, ponieważ pozwala korelować zmiany materiałowe zachodzące pod wpływem obciążeń cyklicznych z mechanizmami degradacji materiału.

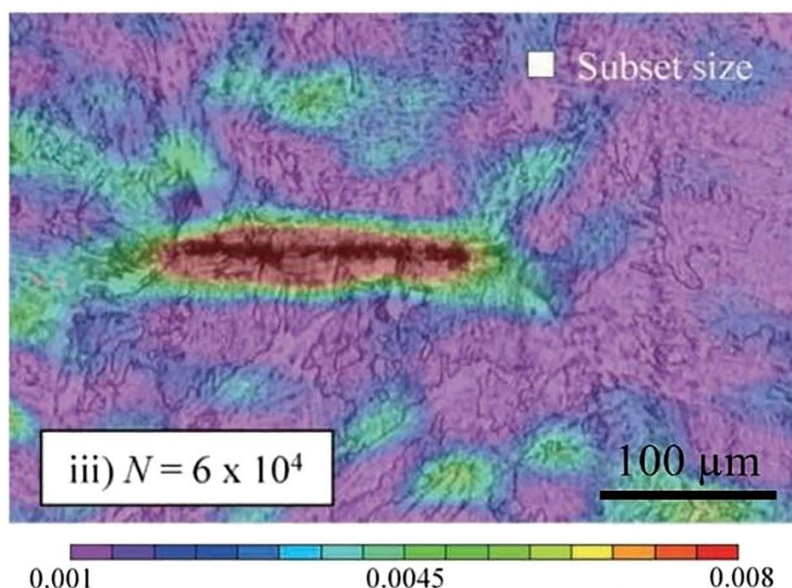
Należy podkreślić, iż termin „cyfrowa korelacja obrazu” odnosi się do dowolnej kategorii metod bezkontaktowych, która uzyskuje serię cyfrowych obrazów powierzchni odkształcającej się i/lub poruszającego się obiektu posiadającego losowo rozłożony wzór (pattern), a następnie wykonuje się procedury dopasowywania i analizy obrazu w celu wyodrębnienia zmian jego kształtu lub deformacji. Metoda DIC jest bardzo wszechstronna i można ją zastosować w badaniach prawie każdego rodzaju materiału w szerokim zakresie parametrów uwzględniającym zmienne warunki środowiskowe z subpikselowymi poziomami precyzji w makro, mikro lub nanoskali, w dwóch lub trzech wymiarach. Konfiguracja eksperymentalna systemów DIC jest prosta, niedroga i stosunkowo łatwa do wdrożenia w porównaniu z konkurencyjnymi technikami, takimi jak interferometria wzoru plamkowego czy interferometria Moiré’a. Te zalety razem z szybką ekspansją komercyjnych systemów DIC w ciągu ostatnich dwudziestu lat doprowadziły do rozpowszechnienia DIC. Wykorzystanie systemów optycznych do badania zmęczenia staje się również coraz bardziej powszechne. Rys. 2.23 przedstawia liczbę publikacji wyszukanych w bazie Web of Science zawierających według kryteriów słowa „digital image correlation”, „strain gauge”, „extensometer”, „interferometry” w połączeniu z badaniami zmęczeniowymi („fatigue”) z lat 2000 – 2021. Zgodnie z danymi, zastosowanie DIC w analizie zmęczenia wzrosło wykładniczo w ciągu ostatnich dwóch dekad, podczas gdy użycie konwencjonalnych technik pozostało na minimalnie zmienionym poziomie.



Rys. 2.23 Wyniki wyszukiwania w Web of Science wyświetlające liczbę publikacji związanych ze zmęczeniem z różnymi technikami pomiaru odkształcenia od 2000 roku.

Badania rozwoju zniszczenia wskutek zmęczenia wymuszają uwzględnienie szeregu czynników obejmujących ewolucję właściwości mechanicznych takich, jak sztywność, częstotliwość, skumulowane odkształcenia plastyczne, inicjacja mikropęknięć aż do zniszczenia próbki podczas zmęczenia. W wielu przypadkach zmienną dotyczącą uszkodzeń definiuje się jako funkcję jednej lub większej liczby właściwości w celu ilościowej oceny skumulowanych uszkodzeń i pozostałego okresu użytkowania będącego obecnie przedmiotem bardzo dużego zainteresowania w przemyśle. Proces oceny elementów konstrukcyjnych realizowany jest przede wszystkim poprzez monitorowanie stanu ich żywotności (SHM – Structural Health Monitoring) [111]. Monitorowanie stanu konstrukcji to przede wszystkim analiza, lokalizacja i rejestracja warunków obciążenia i uszkodzeń konstrukcji za pomocą czujników zintegrowanych z materiałami lub konstrukcjami, które umożliwiają przewidywanie potencjalnych uszkodzeń. Z uwagi na powierzchniowy charakter koncentracji składowych naprężeń na powierzchni próbek lub konstrukcji poddanych obciążeniom cyklicznym, DIC stało się powszechnie używane do śledzenia lokalnej heterogeniczności składowych naprężeń na powierzchni. Zatem niewątpliwą zaletą DIC jest fakt, że już we wczesnym stadium uszkodzenia zmęczeniowego można zidentyfikować pęknięcia, a ich rozwój określić ilościowo [112]. Warto podkreślić, że taką analizę można już przeprowadzić na poziomie mikronowym. Nishikawa i Furuya [113] opracowali zautomatyzowany system, składający się z mikroskopu, zmotoryzowanego stolika trójosiowego i programowalnego sterownika, aby wykryć inicjację, a w dalszym kroku monitorować propagację mikrostrukturalnie małych pęknięć zmęczeniowych. Rys. 2.24 przedstawia wyniki pomiarów z wykorzystaniem DIC wokół obszaru, w którym następuje inicjacja pęknięcia zmęczeniowego. Pęknięcie to zaobserwowano w związku z poślizgiem pasma skupionego w ziarnie ferrytu i propagującego po jego granicy. W obu przypadkach oceniano długość pęknięcia i tempo jego wzrostu po lewej i prawej stronie. Autorzy podkreślili, że według ich wiedzy do momentu ukazania się artykułu w 2019 roku, nie opublikowano

podobnej pracy skupiającej się na identyfikacji i monitorowaniu rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego w tak małej skali.

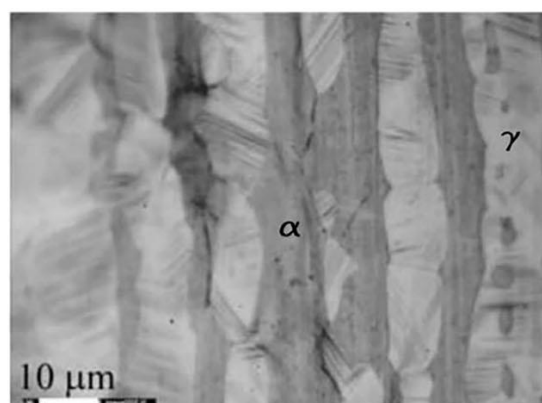
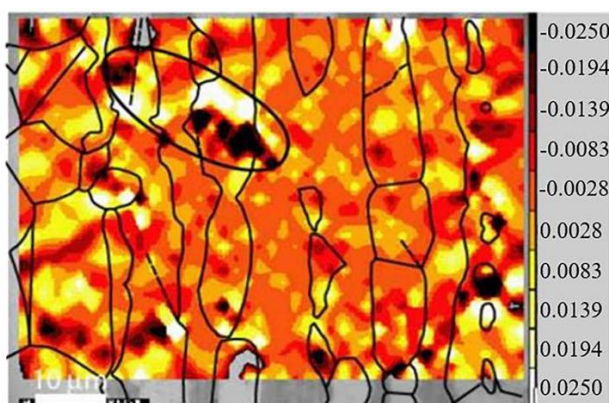


Rys. 2.24 Widok inicjacji pęknięcia zmęczeniowego na powierzchni próbki z nałożonym cyfrowym obrazem rozkładu odkształcenia uzyskany przy pomocy zautomatyzowanego systemu mikroskopowego HR-2D-DIC [113].

Ze względu na trudność w przewidywaniu dokładnego miejsca zarodkowania pęknięć, w szeregu innych, podobnych pracach wymusza się inicjację pęknięcia w określonych miejscach poprzez zastosowanie karbu strukturalnego [112], [114] - [118]. W wielu pracach eksperymentach dotyczących monitorowania rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego do badań wykorzystuje się HR-DIC w celu dokładnej oceny akumulacji składowych odkształcenia i heterogeniczności materiału, aby w odniesieniu do jego mikrostruktury opisać mechanizmy inicjacji pęknięcia, jego rozwoju aż do momentu zniszczenia próbki.

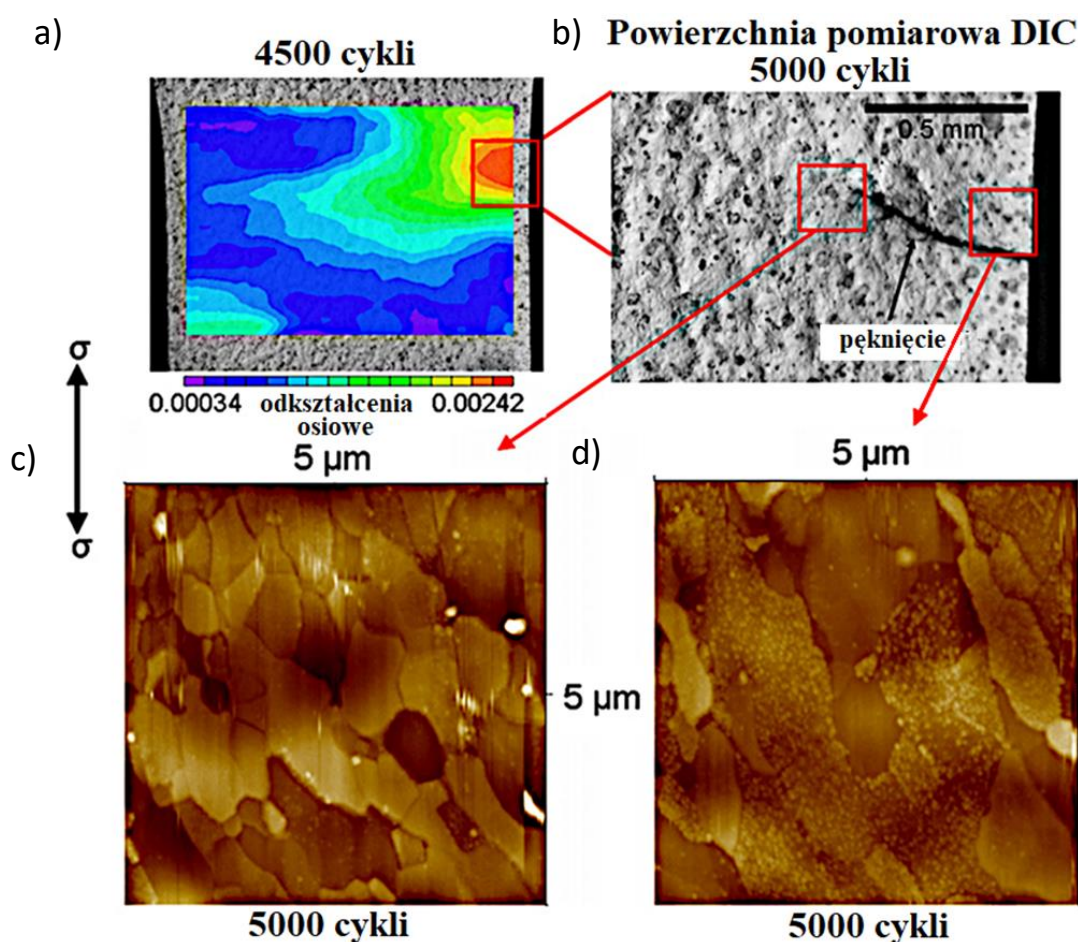
a)

b)



Rys. 2.25 Obszar badanej powierzchni cylindrycznej próbki ze stali nierdzewnej duplex (SS) zarejestrowany pomiędzy cyklami 651 i 1000 z nałożonymi polami odkształcenia cyfrowej korelacji obrazu (DIC) i granicami ziaren (a) oraz w cyklu 1200 (b) [119].

Przykładem mogą być badania stali austenityczno-ferrytycznej, na poziomie mikrostrukturalnym z użyciem komercyjnego systemu HR-2D-DIC w zakresie niskocyklowego zmęczenia [119]. Celem badań było monitorowanie rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego na skutek cyklicznej plastyczności. Ze względu na bardzo małą głębokość ostrości mikroskopu ($<1\text{ }\mu\text{m}$), karb strukturalny został wykonany w miejscu najmniejszego przekroju próbki, aby skoncentrować uszkodzenia w obserwowanej strefie. Zdjęcia wykonywane były przy maksymalnym obciążeniu próbki na całkowitej powierzchni około obszaru pomiarowego $300\times 250\text{ }\mu\text{m}$. Kumulacja odkształcenia zarejestrowana na mapach DIC (Rys. 2.25a) w obrębie trzech ziaren potwierdziła inicjację mikropęknięcia w tym regionie zaobserwowaną za pomocą mikroskopu (Rys. 2.25b).



Rys. 2.26 Mapa rozkładu odkształcenia (a) z odpowiadającym zdjęciem mikrostruktury analizowanego obszaru (b) oraz wyszczególnionymi mikroobszarami blisko wierzchołka pęknięcia (c) oraz miejscami inicjacji (d) [120]

Wysoka rozdzielczość systemów HR-DIC umożliwia również monitorowanie rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych materiałów ultradrobnoziarnistych [120]. Komercyjny system HR-2D-DIC pozwolił na efektywne śledzenie ewolucji uszkodzeń zmęczeniowych i inicjację pęknięć w stali o wielkości ziarna poniżej $5\text{ }\mu\text{m}$ podczas badań w zakresie niskocyklowym. Obrazy rejestrowano przy obciążeniu i odciążeniu próbki. Czerwona ramka obejmuje obszar o dużej koncentracji naprężenia w obrębie pola odkształcenia, w którym powstało pęknięcie

(Rys. 2.26). Pęknięcie zaobserwowano po 5000 cykli i jest ono również widoczne na mikrofotografii powierzchniowej w prawym górnym rogu. Dodatkowo, badania niejednorodności mikrostruktury wykonane na wierzchołku pęknięcia i blisko miejsca jego inicjacji potwierdziły zmianę kierunkowości ułożenia ziaren względem działającej siły. W tym badaniu podkreślono istotę połączenia badań DIC z możliwościami mikroskopu AFM dużej mocy pozwalającym analizować zmiany struktury w nanoskali i który też wykorzystano do powiązania zachowania dyslokacji względem struktury ziarna i kumulacji odkształcenia w jego obrębie.

2.4 Podsumowanie

Ciągle poszerzające się możliwości zastosowania metody DIC w analizie rozwoju zmęczenia odzwierciedlone przez liczbę publikacji w ciągu ostatniej dekady przypisać można szerokiemu zakresowi zastosowań, w jakim można wykorzystać tę technikę. Efektywność jej pomiarów w odniesieniu do prawie każdego rodzaju materiału, w skali od makro do nano, w dwóch lub trzech wymiarach, jak i możliwości przeprowadzenia pomiarów w środowiskach pozalaboratoryjnych w celu uzyskania danych pełnopolowych z rozdzielczością subpikselową jedynie potwierdza efektywność wykorzystania systemów DIC w badaniach mechanicznych [121], [122]. Możliwość rozszerzenia wykorzystania systemów Multi-DIC, oferujących korelację badań mikro/nano z polowymi pomiarami składowych odkształcenia, otwiera zupełnie nowe perspektywy w mechanice pęknięcia materiałów, zwłaszcza w zakresie planowania eksperymentów skupiających się na monitorowaniu rozwoju uszkodzenia.

Niewątpliwą wartość naukową posiadają obecnie wieloskalowe badania rozwoju pęknięcia zmęczeniowego skorelowane z obserwacjami mikrostruktury uwzględniającymi analizy EBSD oraz pomiary odkształcenia z wykorzystaniem DIC [123], [124], [125], [126]. Należy podkreślić konieczność kontynuacji podobnych badań, gdyż przesuwają one zakres eksperymentów DIC w kierunku mniejszego pola widzenia pozwalając jednocześnie opisać mikromechanizmy odpowiedzialne za degradację materiału wskutek cyklicznie działających obciążeń. Badania te są również niezmiernie ważne z mechanicznego punktu widzenia, ponieważ pozwalają na precyzyjne oszacowanie trwałości zmęczeniowej na podstawie zaimplementowanych modeli materiałowych [127], [128]. Ponadto, systemy DIC są ostatnio również wykorzystywane do monitorowania zmęczenia tarcowego (frettingowego), które obecnie zwraca coraz większą uwagę na potrzebę monitorowania konstrukcji pracujących w podobnych warunkach [129], [130], [131]. Należy podkreślić, że względnie proste oprogramowanie oraz nieskomplikowana obsługa systemów DIC połączona z możliwością ich integracji z innymi systemami akwizycji obrazu pozwala na tworzenie kompleksowych systemów pomiarowych monitorujących zmęczenie materiału w złożonym stanie naprężenia. Dotyczy to zarówno konwencjonalnych, homogenicznych materiałów konstrukcyjnych, jak i skomplikowanych struktur gradientowych otrzymywanych technikami przyrostowymi [132].

Zarówno ESPI, jak i DIC posiadają wiele zastosowań możliwych do wykorzystania we współczesnych badaniach w zależności od badanego materiału [133]. DIC może być używane do badania różnego rodzaju materiałów, takich jak miękkie i twarde tkanki biologiczne [134] - [137] czy materiały dentystyczne [138]. Dodatkowo może z powodzeniem być wykorzystywany w pomiarach w wysokiej temperaturze [139], przy dynamice strukturalnej [140], pomiarach naprężenia szczątkowego, szacowania jego błędów [141] lub monitoringu in situ wytwarzania przyrostowego [142]. Z drugiej strony ESPI zastosowano do oceny integralności materiałów konstrukcyjnych, oceny pozostałości pola naprężenia w rurach, pomiaru przemieszczenia powierzchni podczas badania inflacyjnego tkanek oka lub oceny naprężenia w połączeniu kość-implant [143]. Zastosowanie obu tych metod podczas badań umożliwia zlokalizowanie obszaru koncentracji naprężenia i pozwala przewidzieć potencjalny obszar, w którym może wystąpić pęknięcie. Metody te były używane do monitorowania rozkładu odkształcenia próbek krzyżowych obciążonych dwuosiowo. Potwierdzono, że wykorzystanie zarówno ESPI, jak i DIC pozwoliło uzyskać podobne wyniki. Podkreślono jednak, iż ESPI można było zastosować tylko w testach jednoosiowych ze względu na jego ograniczone możliwości związane z trudnościami pomiarowymi powstałymi przez wibracje podczas testów dwuosiowych [144]. Obie te techniki były również z powodzeniem wykorzystywane do pełno polowych pomiarów naprężenia w trakcie monitorowania stanu konstrukcji elementów płatowca [145]. Siebert [146] zbadał możliwość zastosowania pomiaru w pełnym zakresie optycznym odkształcenia za pomocą obu technik. W badaniu tym do określenia odkształcenia zastosowano technikę ESPI. W kompozycie znajdującym się pod obciążeniem statycznym stwierdzono niejednorodności dzięki czemu zastosowany system optyczny był również przydatny do optymalizacji projektu komponentów w zastosowaniach motoryzacyjnych. Z drugiej strony, również DIC okazało się niezwykle przydatne w pomiarach przemieszczenia i odkształcenia w czasie rzeczywistym, co umożliwiło monitorowanie testu in situ. Bingleman [147] wykorzystał DIC do śledzenia ruchu plamek wywołanym przemieszczeniem próbki między pomiarami ESPI. Obrazy zmierzone za pomocą DIC zostały przeliczone matematycznie, aby przywrócić pierwotne położenie plamek deseniowi w celu dalszego wyeliminowania szumu powodowanego przez wibracje, podczas pomiarów ESPI. Stwierdzono, że zastosowanie korygujących asymetrii lub równoległych wiązek oświetlenia może skutecznie wyeliminować taki problem pomiarowy. ESPI było z powodzeniem stosowane do wykrywania inicjacji pęknięć w powłokach oraz występowania rozwarstwień na styku powłoki i podłoża podczas zmęczenia [108], [148]. Należy jednak wspomnieć o znacznych różnicach pomiędzy twardą powłoką i materiałem podłoża, które pozwalają na lokalizację koncentratorów naprężenia (twardych faz lub cząstek) znacznie łatwiej niż na jednorodnym materiale, dlatego pomiary ESPI były stosunkowo łatwe do wykonania. Dodatkowo karby geometryczne, takie jak pustki lub nacięcia, mogą służyć jako koncentratory naprężenia i tym samym miejsca kumulacji odkształcenia [149]. Ich obecność podczas testów zmęczeniowych umożliwia monitorowanie rozkładu odkształcenia i analizowanie wzrostu uszkodzeń na poziomie mikroodkształcenia. Wiadomo również, że przy obciążeniu cyklicznym następuje niejednorodne odkształcenie, które zależy głównie od integralności strukturalnej elementów. Zatem inicjacja pęknięć

zmęczeniowych napędzana przez reakcję mikromechaniczną podczas cyklicznego obciążenia oraz późniejsze zmiany mikrostrukturalne, w tym trwałe pasma poślizgu i cykliczne bliźniaki, mogą dalej prowadzić do zarodkowania i inicjacji pęknięć [150], [151]. Jednak wysoka wrażliwość na wibracje systemu ESPI praktycznie zawęża jego zastosowanie do skali laboratoryjnej. Z drugiej strony, system DIC został z powodzeniem wykorzystany do określenia trwałości zmęczeniowej szerokiej gamy materiałów konstrukcyjnych, np.: stopów aluminium [152], stopów na bazie niklu [153], polimerów wzmocnionych włóknem szklanym, kompozytów [154], tkanych kompozytów z osnową organiczną [155] czy nawet asfaltobetonów [156]. Pomimo wielu zastosowań obu technik optycznych, można stwierdzić, że porównanie efektywności DIC i ESPI jako pomiaru optycznego do monitorowania rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych nie zostało jeszcze szczegółowo zbadane.

Proces rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych jest procesem lokalnym, a jego monitorowanie wymaga stosowania metod umożliwiających obserwowanie i lokalizowanie zmian w całym polu pomiarowym próbki. Zastosowanie nowoczesnych technik optycznych DIC oraz ESPI do wyznaczania rozkładów składowych odkształcenia w całym polu pomiarowym próbki umożliwi obserwacje zmian lokalnych i definiowanie globalnych parametrów wskazujących na rozwój zmęczenia na podstawie wartości średnich charakterystycznych dla całego pola pomiarowego próbki.

3 Materiały i metody

W niniejszym rozdziale przedstawiono charakterystyki dwóch stali kotłowych, 10H2M oraz P91, w stanie dostawy oraz po długotrwałej eksploatacji. Materiały te, ze względu na swoją złożoną historię eksploatacji, zostały wybrane jako bazowe do przeprowadzenia badań porównawczych pozwalających ocenić wpływ długotrwałej eksploatacji na właściwości mechaniczne i mikrostrukturę oraz dynamikę rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego na skutek działających obciążeń cyklicznych symetrycznych oraz odzerowo-tętniających dodatnich. Stale te zostały scharakteryzowane pod względem mikrostruktury wyjściowej oraz składu chemicznego. W kolejnych podrozdziałach przedstawiono metodyki badań wykorzystane w pracy, uwzględniające badania mechaniczne, statyczne próby rozciągania oraz próby zmęczeniowe, wsparte optycznymi systemami pomiarowymi (ESPI i DIC). Dla efektywnego przeprowadzenia badań eksperymentalnych zaproponowano dwie geometrie próbek: klepsydryczne do badań zmęczeniowych w zakresie wysokocyklowego zmęczenia pod wpływem zadanych obciążeń symetrycznych, oraz płaskie do badań zmęczeniowych nisko i wysokocyklowych pod wpływem zadanych obciążeń cyklicznych odzerowo-tętniających dodatnich monitorowanych przy użyciu ESPI i DIC. Dla wspomnianych optycznych systemów pomiarowych omówiono podstawy teoretyczne oraz zasady działania w trakcie badań eksperymentalnych.

3.1 Charakterystyka stali X10CrMoVNb9-1 (P91) w stanie wyjściowym i po eksploatacji

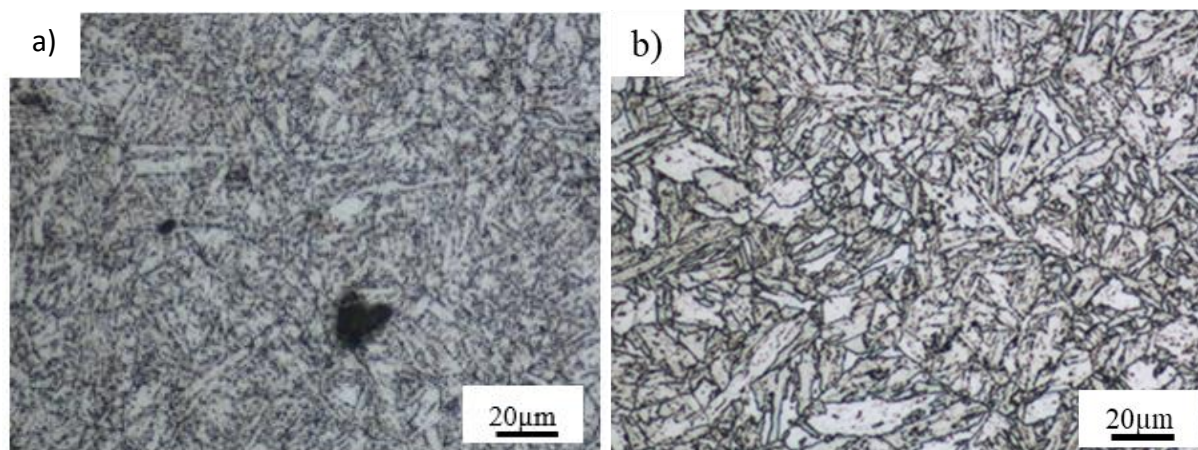
Badania mechaniczne przeprowadzono na próbkach wykonanych ze stali żaroodpornej P91. Próbkę do badań wycięto z dwóch typów rurociągów. Pierwszy z nich był eksploatowany przez 80 000 godzin przy ciśnieniu wewnętrznym 8,4 MPa w temperaturze 540°C. Drugi pochodził z nieużywanego rurociągu o tej samej średnicy w stanie dostawy (normalizacja w temperaturze 1050°C przez 2 godziny z chłodzeniem w oleju, odpuszczanie w temperaturze 750°C przez 2 godziny z chłodzeniem w powietrzu). Oba rodzaje materiału poddano badaniom składu chemicznego (EDS) w celu potwierdzenia zgodności z Polską Normą (PN 10216-2+A1:2020-05 [157]), co przedstawiono w Tab. 3.1.

Tab. 3.1 Skład chemiczny próbek wykonanych ze stali P91 przed i po eksploatacji oraz według Polskiej Normy PN 10216-2+A1:2020-05 [157].

	C	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Si	S	P
Stan dostawy	0.12	0.39	8.31	0.82	0.29	0.18	0.15	0.25	0.006	<0.001
80 000 godzin eksploatacji	0.11	0.43	8.16	0.86	0.24	0.28	0.13	0.15	0.008	0.042
PN 10216-2:2004	0.08 - 0.12	0.3 - 0.6	8 - 9.5	0.85 - 1.1	0.18 - 0.25	<0.4	<0.3	0.2 - 0.5	<0.01	

Charakterystyka mikrostrukturalna próbek stali zarówno w stanie dostawy, jak i po eksploatacji wykazała typową strukturę martenzytu odpuszczonego w postaci igieł tworzących zygzakowate grupy z wydzieleniami węglików (Rys. 3.1) [158]. Jak można zauważyć na Rys. 3.1b, stal P91 po eksploatacji charakteryzuje się gruboziarnistą strukturą, która wpływa

na obniżenie właściwości wytrzymałościowych materiału zarówno na skutek wydzielania się węglików wzdłuż granic, jak i rozrostu wielkości ziarna [159].



Rys. 3.1 Mikrostruktura stali P91w stanie dostawy (a) oraz po eksploatacji (b).

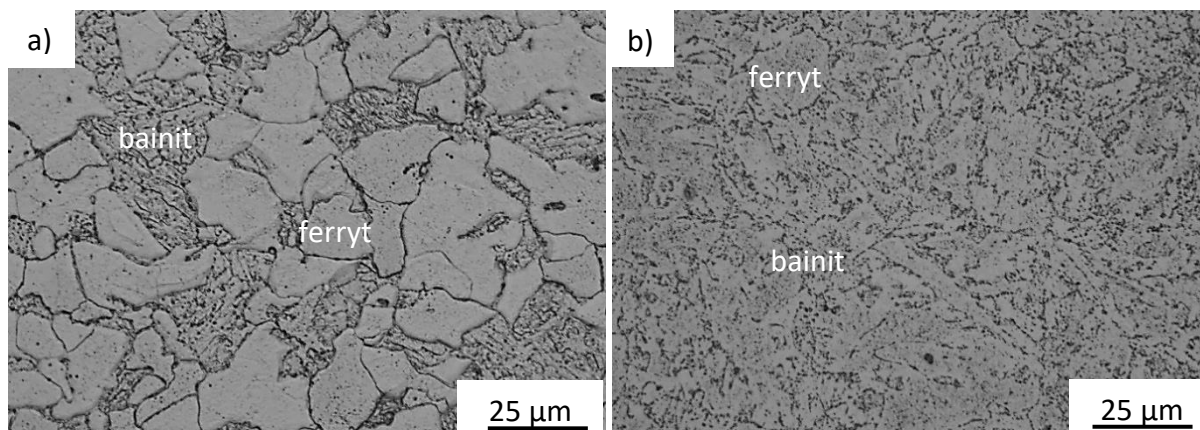
3.2 Charakterystyka stali 10CrMo9-10 (10H2M) w stanie wyjściowym i po eksploatacji

Stal 10H2M została dostarczona w postaci dwóch rur o długości 1 metra. Pierwsza rura była eksploatowana przez 280 000 godzin przy ciśnieniu wewnętrznym 2,9 MPa w temperaturze 540°C. Druga stanowiła wycinek nieużywanego rurociągu w stanie dostawy (normalizacja w temperaturze 910-960°C i wysokie odpuszczanie w temperaturze 650-780°C) [160]. Przeprowadzone badania składu chemicznego obu stanów materiału dowiodły ich zgodności z Polską Normą (PN-75/H-84024) [161], co przedstawiono w Tab. 3.2.

Tab. 3.2 Skład chemiczny próbek wykonanych ze stali 10H2M przed i po eksploatacji oraz według Polskiej Normy PN-75/H-84024 [161].

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe
Stan dostawy	0.14	0.33	0.70	0.02	0.02	2.61	0.93	0.25	Bal.
280 000 godzin eksploatacji	0.16	0.44	0.61	0.02	0.02	2.51	0.98	0.25	Bal.
PN-75/H-84024	0.1- 0.17	0.35	0.4- 0.7	0.025	0.02	0.7- 1.15	0.4- 0.6	0.3	Bal.

Długotrwała eksploatacja w wysokiej temperaturze doprowadziła do znacznej degradacji mikrostruktury stali 10H2M, co przedstawiono na Rys. 3.2. Mikrostruktura stali 10H2M w stanie dostawy składała się z typowej mikrostruktury ferrytyczno-bainitycznej [162] z rozproszonymi wydzieleniami węglików na granicach ziaren (Rys. 3.2a). Natomiast materiał eksploatowany charakteryzował się strukturą zdegradowanego bainitu, niewielką ilością ferrytu oraz wytrąconymi węglnikami skupionymi na granicach ziaren [163] (Rys. 3.2b).

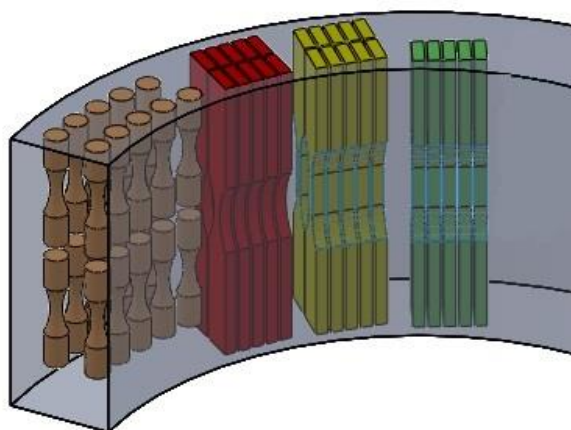


Rys. 3.2 Mikrostruktura stali 10H2M w stanie dostawy (a) oraz po eksploatacji (b).

3.3 Metodyka badań

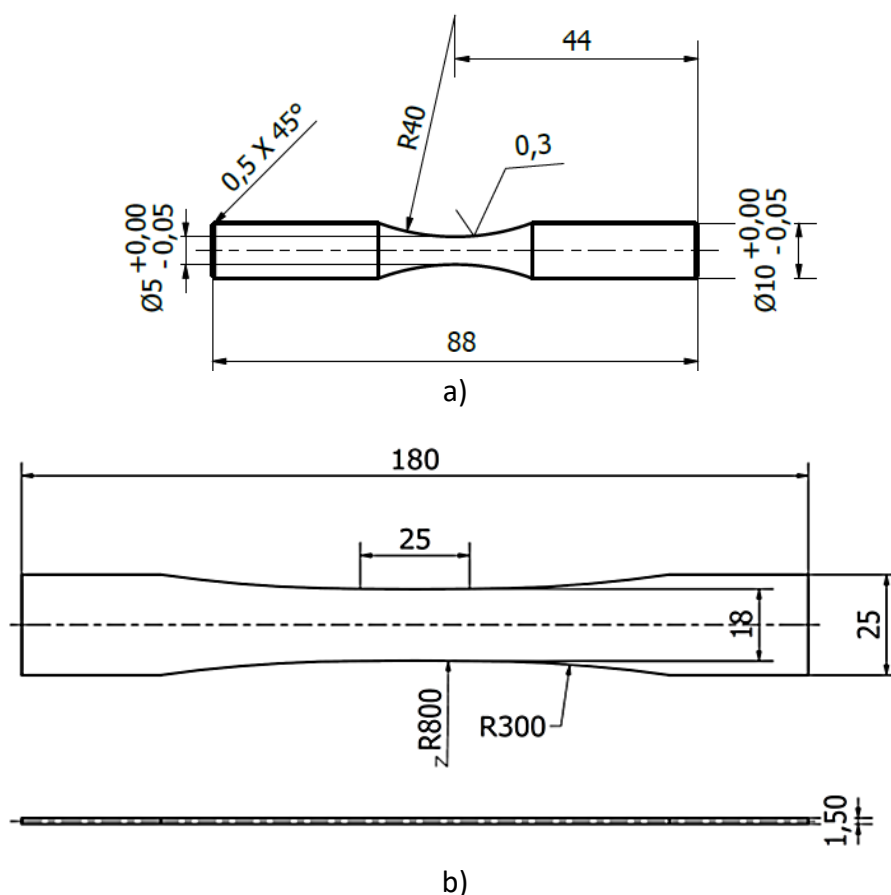
Z każdego z odcinków rurociągu pobrano próbki do badań wytrzymałościowych zgodnie ze schematem przedstawionym na Rys. 3.3. Kompleksowy program badań w zakresie testów wytrzymałościowych i zmęczeniowych oraz charakterystyki mikrostrukturalnej (metalograficznej i fraktograficznej) obejmował:

1. Statyczne próby rozciągania 5 próbek w stanie dostawy i 5 próbek w stanie po eksploatacji;
2. Badania zmęczeniowe symetryczne zestawu 20 próbek klepsydrycznych w stanie dostawy i po eksploatacji w celu wyznaczenia podstawowych parametrów zmęczeniowych i wykresów Wöhlera;
3. Badania zmęczeniowe odzerowo-tętniące zestawu 20 próbek płaskich w stanie dostawy i po eksploatacji z wykorzystaniem optycznych metod pomiarowych;
4. Analiza przełomów próbek zmęczeniowych wraz z analizą składu chemicznego (przed i po eksploatacji);
5. Charakterystyka mikrostrukturalna próbek zmęczeniowych przed i po eksploatacji.



Rys. 3.3 Rozmieszczenie próbek do badań mechanicznych w odcinku rury.

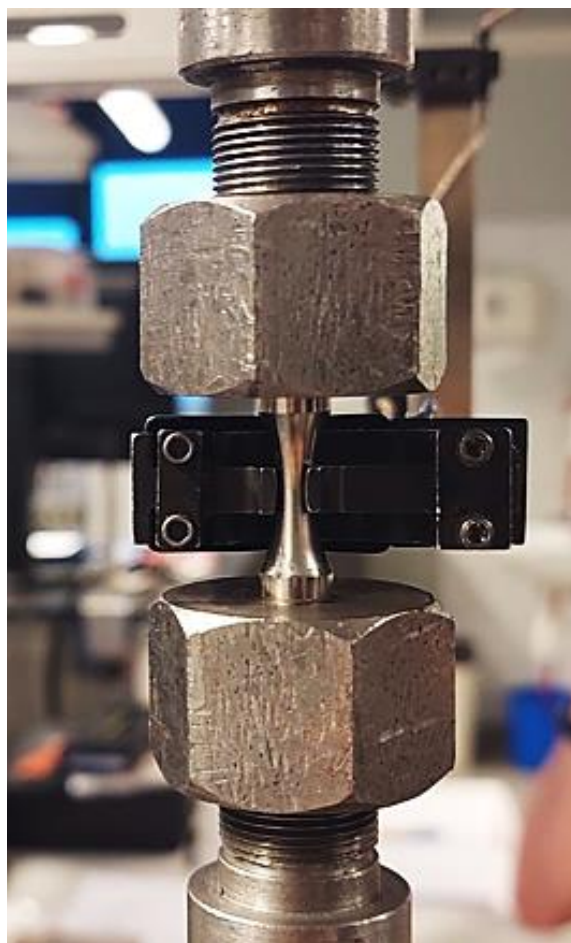
Rysunki techniczne próbek przygotowanych do prób zmęczeniowych i standardowych prób rozciągania przedstawiono odpowiednio na Rys. 3.4a i Rys. 3.4b.



Rys. 3.4 Geometria próbek do prób zmęczeniowych (a); oraz do próby jednoosiowego rozciągania i prób zmęczeniowych z wykorzystaniem cyfrowych systemów optycznych (b).

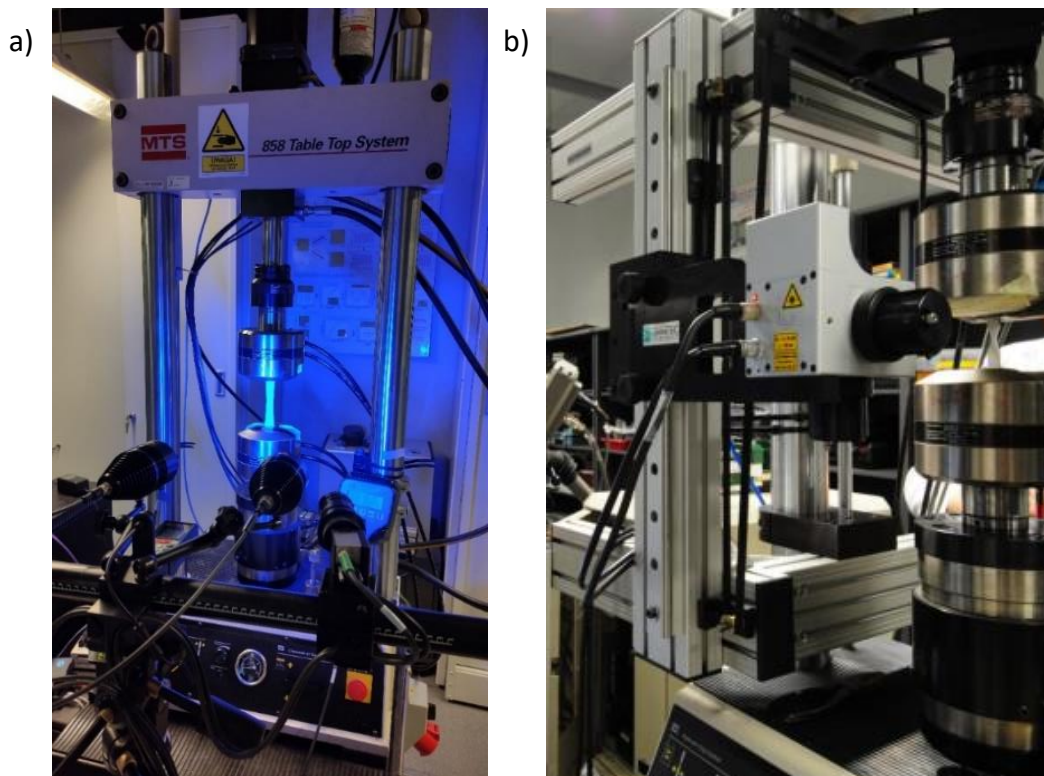
Standardowe próby zmęczeniowe oraz próby jednoosiowego rozciągania wykonano na maszynie wytrzymałościowej MTS 858 o zakresie siły osiowej ± 25 kN i momencie skręcającym ± 200 Nm, z zastosowaniem sterownika TestStar II z wykorzystaniem oprogramowania TestWare-SX v.4.0D oraz 790.20 Fatigue Test Application. Próbkę do badań zmęczeniowych mocowane były w specjalnych uchwytach zapobiegających wyboczeniu próbki pod wpływem obciążeń ściskających. Próby zmęczeniowe były sterowane siłą z zerową wartością średnią i stałą amplitudą naprężenia z częstotliwością 20 Hz. Podczas całego procesu obciążania mierzono zmianę średnicy próbki za pomocą ekstensometru MTS. Odształcenie osiowe obliczano na podstawie odkształcenia poprzecznego i współczynnika Poissona. Próby jednoosiowego rozciągania przeprowadzono przy prędkości odkształcenia równej $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Fotografie układu doświadczalnego przedstawiono na Rys. 3.5. Zakres obciążeń zmęczeniowych ustalono na podstawie umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ wyznaczonej z próby jednoosiowego rozciągania. Uwzględniając istotne różnice we właściwościach mechanicznych obu stanów stali, badania zmęczeniowe przeprowadzono w zakresie amplitudy naprężenia od ± 450 MPa do ± 680 MPa dla próbek w stanie dostawy oraz od ± 320 MPa do ± 480 MPa dla materiału eksploatowanego oraz ± 250 MPa do ± 400 MPa dla obu stanów stali 10H2M. Charakterystykę mikrostrukturalną wykonano przy użyciu mikroskopu optycznego Nikon MA220 oraz skaningowego mikroskopu elektronowego JEOL z działem emisji polowej (FEG-SEM) pracującego przy napięciu 20 kV. Próbkę były najpierw inkludowane

na gorąco, a następnie szlifowane przy użyciu papieru ściernego o granulacji kolejno 80, 180, 300, 600, 800, 1200 i 4000. Polerowanie wykonano przy użyciu tkaniny Metrep® MD-Chem z zawiesiny diamentowej 5 μm .



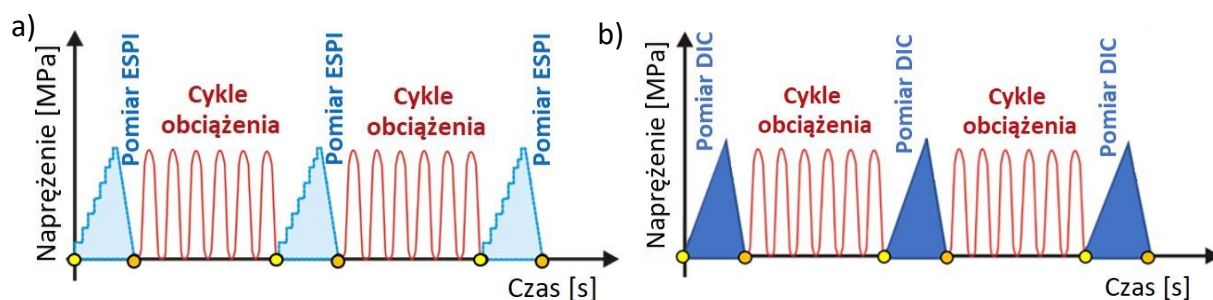
Rys. 3.5 Próbką zamocowana w opatentowanych uchwytach umożliwiającą jej automatyczne osiowe ustawienie podczas obciążenia z zamontowanym ekstensometrem poprzecznym do pomiaru zmian średnicy

W badaniach zmęczeniowych z udziałem systemów ESPI/DIC zastosowano sterowanie kontrolowane sygnałem naprężenia. Średni poziom naprężenia wynosił $(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$, natomiast współczynnik asymetrii naprężenia $R=0$, a częstotliwość 20 Hz. Zakres obciążeń zmęczeniowych również ustalono na podstawie umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ wyznaczonej z próby jednoosiowego rozciągania. Rozwój zmęczenia monitorowano za pomocą systemu ESPI Dantec Dynamics Q100 oraz DIC GOM Aramis 12M wyposażonego w obiektyw o ogniskowej 75 mm i ustawieniach kalibracyjnych odpowiednich dla obszaru pomiarowego równego 170x156 mm. Kalibracja została przeprowadzona przed badaniami przy użyciu certyfikowanej płytki kalibracyjnej GOM. Ogólny widok ustawień eksperymentalnych przedstawiono na Rys. 3.6. zaś programy obciążeń w eksperymentach obsługiwanych przez system ESPI oraz system DIC przedstawiono na Rys. 3.7.



Rys. 3.6 Widok ogólny układu eksperymentalnego z maszyną MTS 810 oraz systemem DIC (a) i ESPI (b).

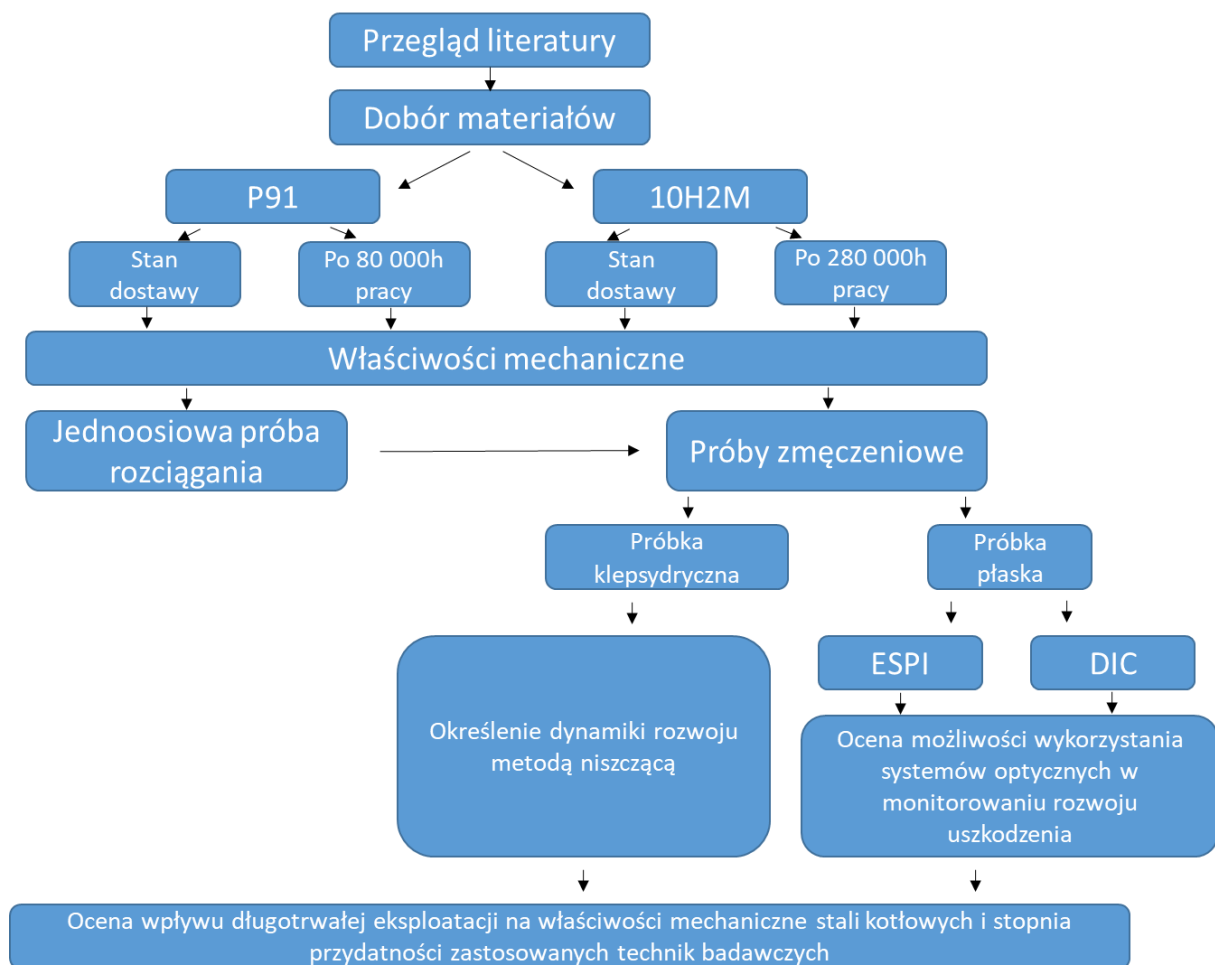
Podczas pomiarów ESPI, po pierwszym cyklu obciążenia zadawanym skokowo za pomocą ręcznej pompy hydraulicznej, następował blok badania zmęczeniowego z częstotliwością 20 Hz, wykonywany przez maszynę wytrzymałościową (Rys. 3.7a). Proces cyklicznego obciążania był kilkakrotnie przerywany w celu wykonania pomiarów przemieszczenia przy użyciu kamery ESPI. Natomiast oprogramowanie Aramis umożliwiało automatyczną rejestrację obrazów DIC z częstotliwością odpowiadającą 1000 cyklom zmęczeniowym, Rys. 3.7b.



Rys. 3.7 Program obciążenia w eksperymentach wspomaganych przez system ESPI (a) oraz system DIC (b).

Program eksperymentalny dla obu metod zapewniał pomiary przemieszczenia na początku badania oraz po określonej liczbie cykli. Efektywność metody ESPI do monitorowania zmęczenia oceniono dla zakresu naprężenia 500 MPa, 550 MPa, 600 MPa i 630 MPa, natomiast dla DIC ich wartości wynosiły 500 MPa, 600 MPa, 630 MPa i 640 MPa dla stali P91 oraz 330 MPa, 350MPa, 400MPa i 430 MPa dla stali 10H2M.

Schemat programu badań zobrazowano na Rys. 3.8.



Rys. 3.8 Schemat programu badań.

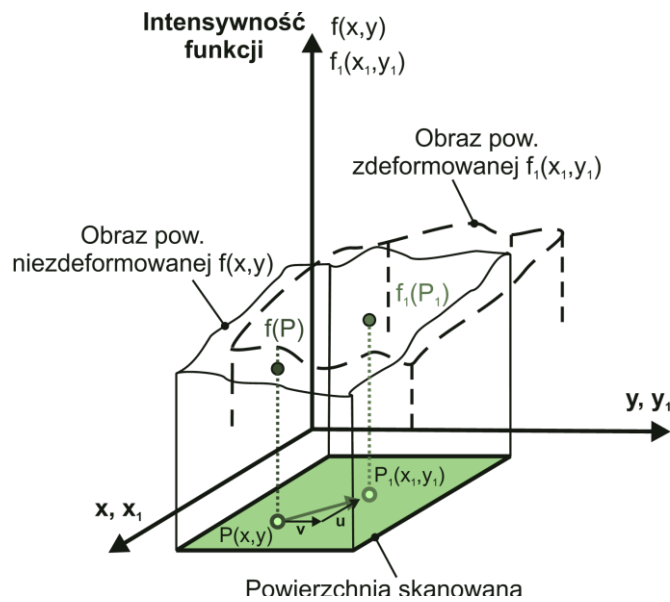
3.4 Technika cyfrowej korelacji obrazu (DIC)

Urządzenia cyfrowej korelacji obrazu są przeznaczone do bezkontaktowych pomiarów zmian składowych stanu przemieszczenia/odkształcenia zarówno w dwu-, jak i trójwymiarowych układach współrzędnych. W porównaniu do innych technik pomiarowych takich, jak na przykład tensometria oporowa, metoda DIC wymaga lepszego przygotowania merytorycznego personelu laboratoryjnego, szczególnie w początkowym etapie wdrażania tego systemu. Wynika to z konieczności odpowiedniego przygotowywania powierzchni pomiarowej próbki i przeprowadzenia kalibracji urządzenia zgodnie z indywidualną instrukcją dostarczoną wraz z systemem.

3.4.1 Podstawy teoretyczne

Działanie systemu cyfrowej korelacji obrazu [164] polega na odpowiednim oświetleniu obiektu, a następnie prowadzeniu analizy intensywności wiązki światła odbitego od powierzchni $f(x, y)$ (niezdeformowanej) w stanie przed obciążeniem i dowolnej powierzchni $f_1(x_1, y_1)$ w kolejnym etapie po przyłożeniu obciążenia, wskutek którego następuje deformacja, Rys. 3.9. Takie postępowanie umożliwia pomiar odkształcenia w obszarze stref o niewielkich

powierzchniach, a następnie pozwala uzyskać rozkład odkształcenia na większej rzeczywistej powierzchni obiektu.



Rys. 3.9 Schemat rozpatrywanych obrazów powierzchni na tle powierzchni skanowanej [51].

Idea metody DIC oparta jest na zasadach obowiązujących w mechanice ośrodków ciągłych [165], [166]. Rozpatrywane są zmiany wymiarów i położenia krótkich odcinków wyznaczanych przez położenie dwóch punktów w stanie przed (P, Q) i po deformacji (P_1, Q_1), Rys. 3.10a, opisanych następującymi równaniami w trójwymiarowym, prostokątnym układzie współrzędnych (3D) kartezjańskich:

$$P^* = (x^*, y^*, z^*) = [x + u(P), y + v(P), z + w(P)] \quad (3.1)$$

$$\begin{aligned} Q^* &= (x^* + dx^*, y^* + dy^*, z^* + dz^*) \\ &= \begin{bmatrix} x + u(P) + u(Q) - u(P) + dx, y + v(P) + v(Q) - v(P) + dy, z + w(P) + w(Q) - w(P) + dz \end{bmatrix} \end{aligned} \quad (3.2)$$

gdzie: u, v, w - stanowią odpowiednio składowe przemieszczenia w kierunku osi x, y, z .

Długości odcinków PQ i P_1Q_1 wyrażane są następującymi zależnościami:

$$|PQ|^2 = (ds)^2 = dx^2 + dy^2 + dz^2; \quad (3.3)$$

$$|P_1Q_1|^2 = (ds_1)^2 = dx_1^2 + dy_1^2 + dz_1^2 \quad (3.4)$$

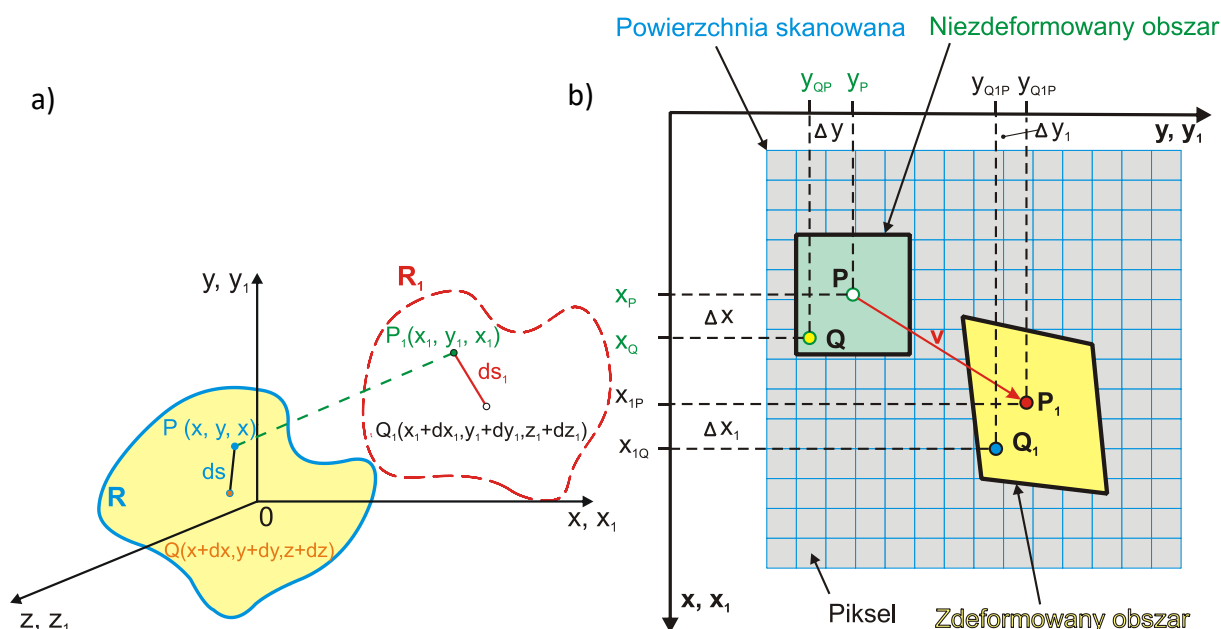
Wykorzystując wzory od (3.1) do (3.4) oraz dokonując prostych przekształceń otrzymujemy następujące związki określające składowe stanu odkształcenia w dwuwymiarowym układzie współrzędnych:

$$\epsilon_{xx} \cong \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial x} \right)^2 \right]; \quad (3.5)$$

$$\epsilon_{yy} \cong \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial u}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial y} \right)^2 \right]; \quad (3.6)$$

$$\epsilon_{xy} \cong \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial x} \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \frac{\partial v}{\partial y} \right). \quad (3.7)$$

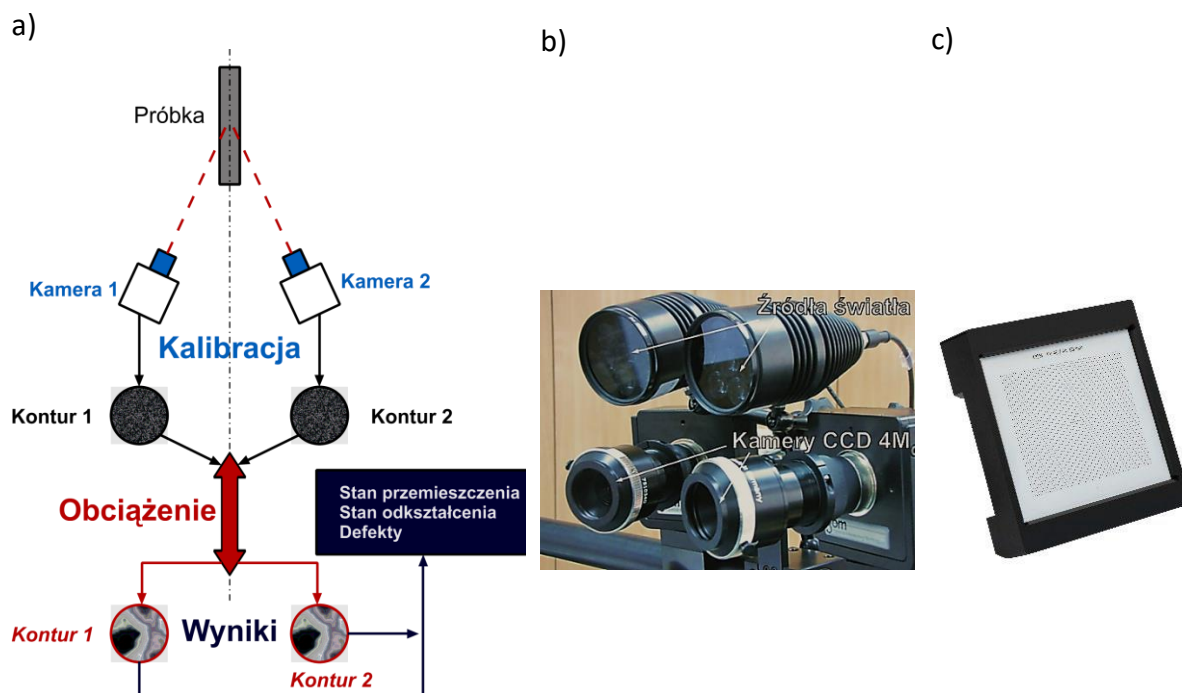
W procedurze systemu DIC obszar niezdeformowany, Rys. 3.10a, poddawany jest analizie polegającej na przyporządkowaniu poszczególnym, niewielkim obszarom, współrzędnych ich położenia. Następnie tworzona jest niezdeformowana strefa referencyjna, a zmiany jej kształtu i położenia są analizowane w trakcie trwania obciążania i rejestrowane w układzie współrzędnych $0xy$ i $0x_1y_1$, Rys. 3.10b.



Rys. 3.10 Charakterystyczne wielkości powierzchni przed (R) i po (R1) deformacji (a); graficzna interpretacja deformacji wytypowanego obszaru powierzchni skanowanej w dwuwymiarowym układzie współrzędnych (b) [164].

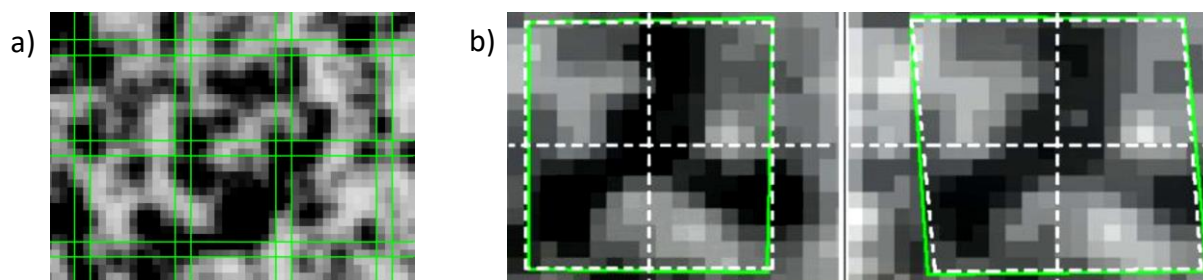
3.4.2 Urządzenia DIC – schemat działania i zastosowanie

W większości praktycznych przypadków, system DIC jest wyposażony w układ dwóch kamer cyfrowych, jak przedstawiono na Rys. 3.11b. Wykorzystanie tylko jednej kamery umożliwia otrzymywanie wyników dwuwymiarowych, przy czym dla tego rodzaju konfiguracji czas potrzebny do uzyskania rezultatu końcowego jest znacznie krótszy niż w przypadku układu z dwiema kamerami. Wymiary obszaru pomiarowego, który można analizować przykładowo przy użyciu systemu Aramis 12M, zawierają się w zakresie od 10×7 [mm] do 4000×2900 [mm] w zależności od zastosowanego zestawu kalibracyjnego.



Rys. 3.11 System ARAMIS i jego zasadnicze elementy: (a) ogólny schemat działania [167], (b) główny moduł pomiarowy, (c) płyta kalibracyjna.

Niezależnie od rodzaju systemu DIC, jedno- czy dwukamerowego, przeprowadzenie zaplanowanego testu musi być poprzedzone kalibracją urządzenia przy wykorzystaniu płyty kalibracyjnej, Rys. 3.11c, z naniesionymi charakterystycznymi punktami referencyjnymi. Cały proces opiera się na zasadzie korelacji oraz metodzie poszukiwania punktów o jednakowych współrzędnych. Polega to na zdefiniowaniu obszaru (konturu) do analizy oraz zarejestrowaniu jego kształtu, Rys. 3.12a. W tym celu przyporządkowuje się charakterystycznym punktom analizowanej warstwy kwadratowe lub prostokątne obszary (stosunkowo małe np. 11×11 pikseli) zwane „fasetkami”, Rys. 3.12 a i b.



Rys. 3.12 Wycinek pola pomiarowego z układem fasetek określonych zielonymi liniami (a); przykładowy, powiększony wycinek analizowanego obszaru z konturem fasetki (linia zielona) oraz linią przerywaną reprezentującą zależność między fasetkami a odkształceniem (b) [167].

Każdy wycinek gradientowej strefy pomiarowej oprócz naniesionych cyfrowo prostokątnych obszarów pomiarowych o wymiarach na przykład 12×14 pikseli, które mogą podlegać zmianom w oprogramowaniu DIC, nachodzą na siebie, w rozmiarze na przykład 2

pikseli, co jest konieczne aby połączyć wszystkie rozpatrywane części jako jedną całość obserwowanego pola pomiarowego próbki, Rys. 3.12a. Do każdego z prostokątnych obszarów przypisany jest niepowtarzalny deseń. Należy zaznaczyć, że rozmiary części pomiarowych mają wpływ na dokładność i szybkość obliczeń. Zwiększenie ich wymiarów uśrednia pomiary dla większego wycinka pola pomiarowego, zaś z drugiej strony, skraca czas uzyskania wyniku końcowego. Obszary prostokątne są bezpośrednio wykorzystywane w analizie składowych przemieszczenia/odkształcenia.

Kolejnym etapem jest proces obciążania, podczas którego wyznaczane są składowe stanu przemieszczenia w obszarze dwu- lub trójwymiarowym. Określone wartości składowych przemieszczenia wykorzystywane są następnie do obliczania składowych stanu odkształcenia/naprężenia w postaci obrazu polowego.

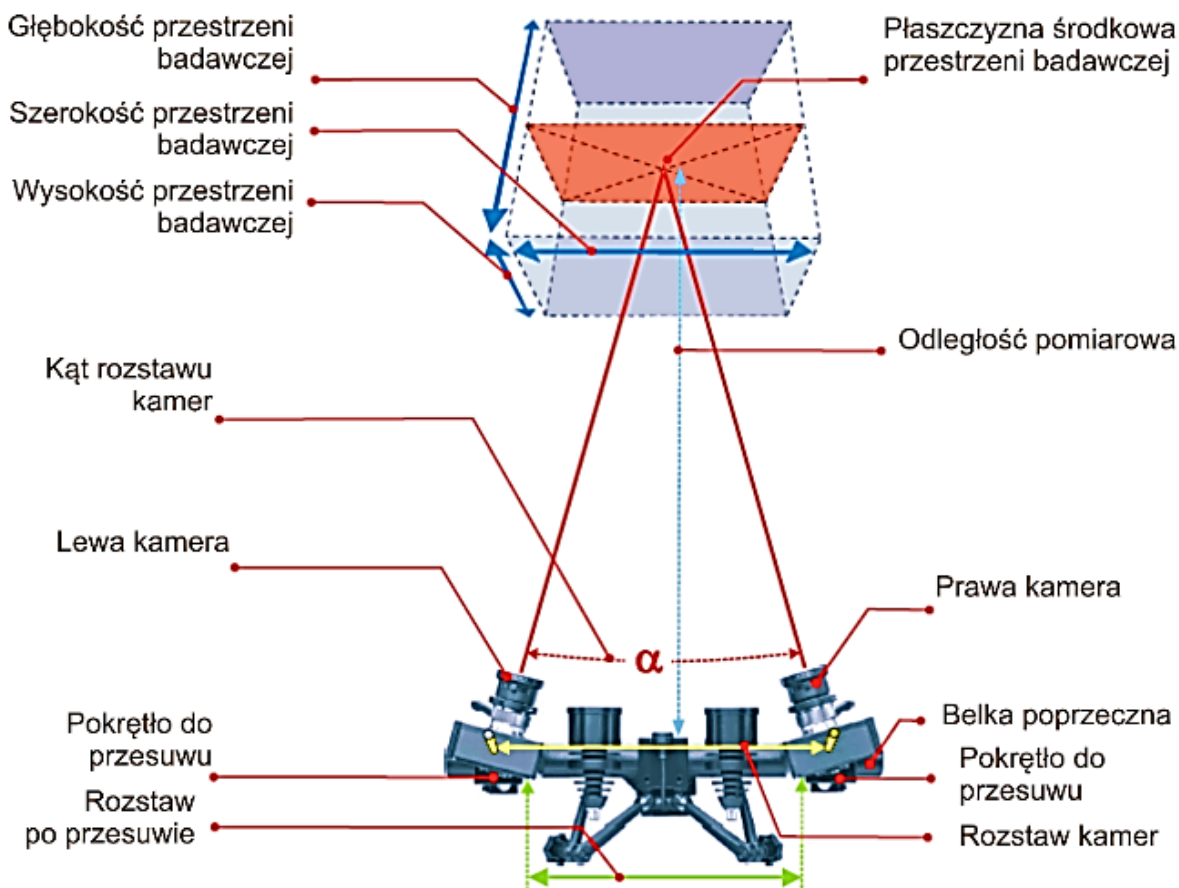
System DIC określa współrzędne w dwuwymiarowym (2D) układzie współrzędnych na podstawie reorientacji środka prostokąta/rombu zadanego pola, Rys. 3.12b. Współrzędne wyznaczone przy użyciu obu kamer oraz kąt pomiędzy nimi, umożliwia określenie współrzędnych w trójwymiarowym (3D) układzie współrzędnych. W każdym kolejnym etapie analizowany jest dany, specyficzny obszar warstwy z naniesionym deseniem i poddawany identyfikacji, tak aby następnie wykorzystać jego położenie do określenia zmiany przemieszczenia względem poprzedniego etapu.

Trudności występujące podczas stosowania systemów DIC są głównie związane z przygotowywaniem warstwy wierzchniej poprzez naniesienie desenia pomiarowego zawierającego charakterystyczne punkty usytuowane w strefie pomiarowej próbki oraz dokładnością pozycjonowania kamer przy użyciu płyty kalibracyjnej. System DIC przeznaczony do badań w zakresie dużych deformacji można z powodzeniem stosować do wyznaczania modułu Younga, współczynnika Poissona, identyfikowania procesu umacniania bądź osłabiania materiału w szerokim zakresie odkształcenia plastycznego. Znajduje on zastosowanie także w badaniach materiałów o dużej ciągliwości, przekraczającej 100%, oraz przy wyznaczaniu parametrów mechaniki pękania.

1.1.1. Kalibracja systemu DIC na przykładzie ARAMIS 12M

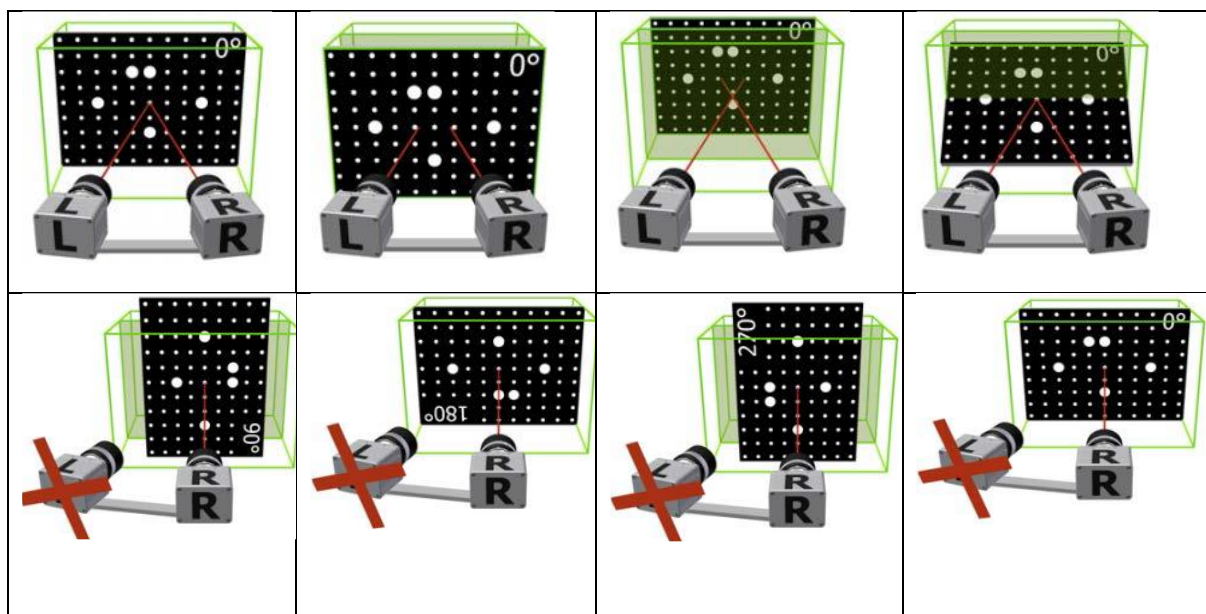
Główne elementy pomiarowe systemu ARAMIS 12M stanowią dwie kamery, każda o rozdzielczości obrazu 12 milionów pikseli, które są mocowane na poprzecznej belce z podziałką milimetrową, Rys. 3.11 i Rys. 3.13. Dla większości wymiarów obszaru pomiarowego kąt między kamerami wynosi 25°. Rozstaw kamer można zmieniać w zależności od potrzeby uzyskania danego rozmiaru przestrzeni roboczej, przesuwając je symetrycznie na wymaganą odległość względem głównej osi urządzenia. Wymagana odległość między kamerami powinna odpowiadać wartości podanej w tabeli kalibracji dostarczonej wraz z instrukcją obsługi systemu. Na belce poprzecznej mocującej kamery znajdują się również dwa źródła światła monochromatycznego, które są do niej mocowane przegubowo. Ich użycie w procesie kalibracji jest niezbędne. Prawidłowe ustawienie źródła światła stanowi istotny etap przygotowania systemu do badań. Bezpośrednio przed badaniami należy dopasować wartość

przystłony w obiektywach, tak aby w obszarze pomiarowym próbki nie występowały odbłaski oraz, żeby obraz nie był prześwietlony. Głównym celem tych działań jest uzyskanie dobrej jakości obrazu naniesionej warstwy z odpowiednim deseniem w układzie optycznym obu kamer.



Rys. 3.13 Schemat systemu DIC Aramis 12M [57].

Kalibracja urządzenia DIC wymaga użycia płytki kalibracyjnej o odpowiedniej wielkości, ponieważ w zakresie jej wymiarów musi się zawierać obszar przeznaczony do analizy, Rys. 3.11c i Rys. 3.13. Wykorzystanie płytki kalibracyjnej polega na umieszczeniu jej w przestrzeni badawczej, symetrycznie względem głównej osi obciążenia maszyny wytrzymałościowej, Rys. 3.13. Kolejne kroki procedury zawarte w instrukcji kalibracji pojawiają się jako instrukcje obrazkowe na ekranie monitora. Polegają one na wyborze odpowiednich kilku różnych pozycji płytki kalibracyjnej w stosunku do kamer systemu DIC. Przykładowe ustawienia wzorca zamieszczono na Rys. 3.14. Pokazano między innymi pozycje, które umożliwiają identyfikację zbliżania, oddalania, pochylania lub ustawiania wzorca powierzchnią pomiarową skierowaną w stronę jednej z kamer. Pełna kalibracja systemu Aramis 12M wymaga 13 ustawień wzorca. Po jej zakończeniu wyświetlany jest komunikat zawierający parametry kalibracji, które można wykorzystywać do oceny jakości wykonanej czynności.



Rys. 3.14 Wybrane etapy kalibracji systemu cyfrowej korelacji obrazu Aramis 12M [167].

Główne etapy procedury kalibracyjnej systemu Aramis 12M oraz typowe czynności w trakcie realizacji badań przedstawiono poniżej, w formie planu kolejno wykonywanych czynności.

Etapy procedury kalibracyjnej systemu Aramis 12M:

1. Określenie wymiarów obszaru badanego;
2. Przygotowanie próbki – naniesienie warstwy o specjalnym desenie (najlepiej aerografem);
3. Wybór rodzaju obiektu pomiarowego 2D lub 3D. Wybór obiektu 2D jest możliwy przy jednokamerowym systemie DIC, lecz jest mniej dokładny;
4. Ustawienie kamer na odpowiednie pozycje na belce wzdłużnej statywu, zgodnie z tabelą w instrukcji obsługi systemu;
5. Dostosowanie intensywności oświetlenia, jego regulacja wymaga odpowiedniego ustawienia przysłony (ustawiana bezpośrednio w obiektywie kamery) oraz ustalenia czasu naświetlenia (ustawiany w oprogramowaniu urządzenia);
6. Kalibracja urządzenia dla zdefiniowanego pola pomiarowego;
7. Ustawienie trybu zapisu zdjęć;
8. Sprawdzenie poprawności kalibracji i jakości naniesionej warstwy przez umieszczenie próbki w przestrzeni badawczej maszyny (bez obciążania), wykonanie zdjęcia referencyjnego. W efekcie powinien powstać cyfrowy widok powierzchni pomiarowej pozbawiony pustek i nieciągłości.

Kolejność czynności w celu uzyskania wyników testu realizowanego przy użyciu systemu Aramis 12M:

1. Wykonanie badania (maszyna wytrzymałościowa - system DIC);
2. Wyznaczenie składowych przemieszczenia i odkształcenia, określenie obszaru pomiarowego na cyfrowym komponencie powierzchni próbki;

3. Wybór sposobu prezentacji wyników: główne składowe stanu odkształcenia, składowe efektywne odkształcenia obliczane z warunku plastyczności, np. Hubera-Misesa-Hencky'ego lub Tresca, itp.;
4. W razie potrzeb, dodanie elementów do analizy, takich jak: wirtualne ekstensometry, analiza składowych odkształcenia po linii, punktach itp.;
5. Sporządzenie dokumentacji wyników badań w postaci raportu, wykresów, tabel, plików cyfrowych.

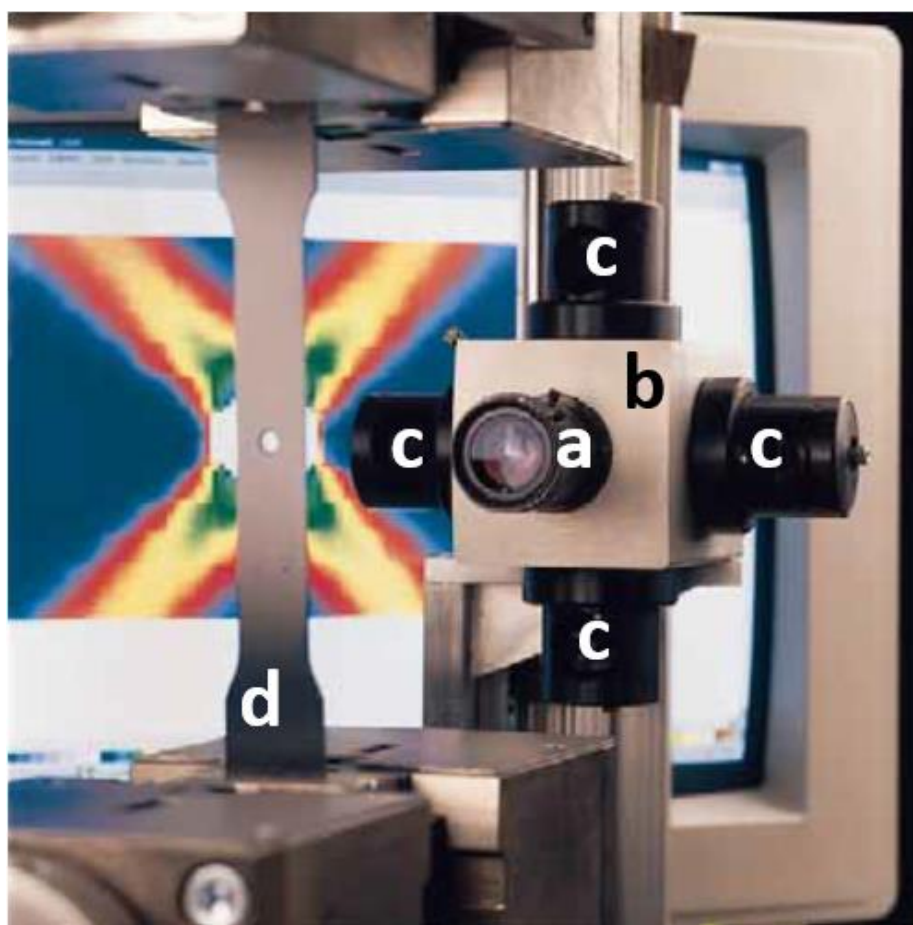
3.5 Metoda elektronicznej interferometrii plamkowej (ESPI)

3.5.1 *Zarys historyczny*

Elektroniczna interferometria plamkowa (ESPI) to bezkontaktowa metoda pełnopolowa, oparta na laserowej technice pomiaru składowych przemieszczenia, która wykorzystuje powstawanie plamki laserowej na optycznie chropowatej powierzchni. Rozwój ESPI jako techniki eksperymentalnej ma swoje korzenie w interferometrii holograficznej [168], gdzie użyto lasera jako źródła plamki generowanej z powierzchni obiektów. Groh [169] był uznawany jest za jednego z pierwszych badaczy, który podkreślał potencjał plamki laserowej jako wiarygodnej podstawy w pełnopolowych pomiarach metrologicznych. Rozwój technologii korelacji plamek ESPI można przypisać Leendertzowi [170] w 1970 r., Macovskiemu [171] oraz Buttersowi i Leendertzowi [172], którzy jednocześnie zademonstrowali użycie kamer telewizyjnych opartych na technologii Vidicon jako urządzeń rejestrujących wyniki w czasie rzeczywistym (25 Hz). Prace te były kontynuowane na Uniwersytecie w Loughborough w latach 70-tych, koncentrując się na optymalizacji konfiguracji optycznej dla potencjalnych zastosowań w naukach inżynierskich. Dalsze badania zostały zakończone w latach 70. XX wieku w Norweskim Instytucie Technologii (Trondheim) kierowanym przez Løkberga, który opracował system ESPI dedykowany do analizy powierzchni drgających. Opracowaniu wydajniejszej metody analizy prążków interferencyjnych nastąpiło w połowie lat 80 wraz z wprowadzeniem na rynek szybkich komputerów dzięki czemu metoda ESPI zaczęła być rozpatrywana jako potencjalnie przydatne narzędzie w analizach inżynierskich. Do tamtej chwili, analiza miała charakter zasadniczo jakościowy, z uwagi na manualne obliczenia i próbę wykorzystania obserwacji makroskopowych w celu nadania cech przestrzennych prążków interferencyjnych. Dzięki automatyzacji procesu akwizycji danych, możliwej kalibracji systemu oraz później wdrożonym metodom poprawy sygnału poprzez wprowadzenie współczynnika tłumienia szumu, metoda ESPI coraz częściej wykorzystywana była w badaniach mechanicznych. Dalszy rozwój tej techniki w latach 80/90 polegał głównie na aplikacji nowej generacji laserów jako źródeł plamki, celem poprawy jakościowej otrzymywanych pomiarów. Obecnie, pełna automatyzacja pomiaru wsparta nowoczesnym oprogramowaniem oraz maszynami wytrzymałościowymi o wysokiej precyzji i możliwości zadawania złożonego obciążenia znacznie rozwinęła możliwości pomiarowe tego systemu.

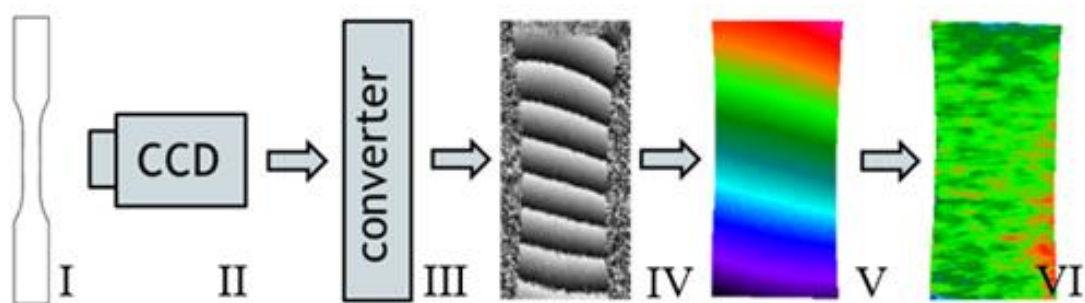
3.5.2 Podstawy teoretyczne ESPI

Elektroniczna interferometria plamkowa ESPI (ang. Electronic Speckle Pattern Interferometry) jest nieniszczącą metodą pozwalającą określać rozkłady składowych przemieszczenia, odkształcenia i naprężenia na powierzchni próbki. Stosowanie jej w trakcie badań zmęczeniowych ułatwia lokalizację miejsca największej koncentracji naprężenia wywołanej defektami próbek oraz pozwala z dużą dokładnością przewidzieć miejsce inicjacji uszkodzenia. Metoda ESPI umożliwia monitorowanie rozwoju deformacji aż do momentu zniszczenia próbki [106]. Typowy układ pomiarowy składa się z kamery CCD umiejscowionej w głowicy systemu, czterech źródeł światła oraz badanej próbki, Rys. 3.15 [51], [173].



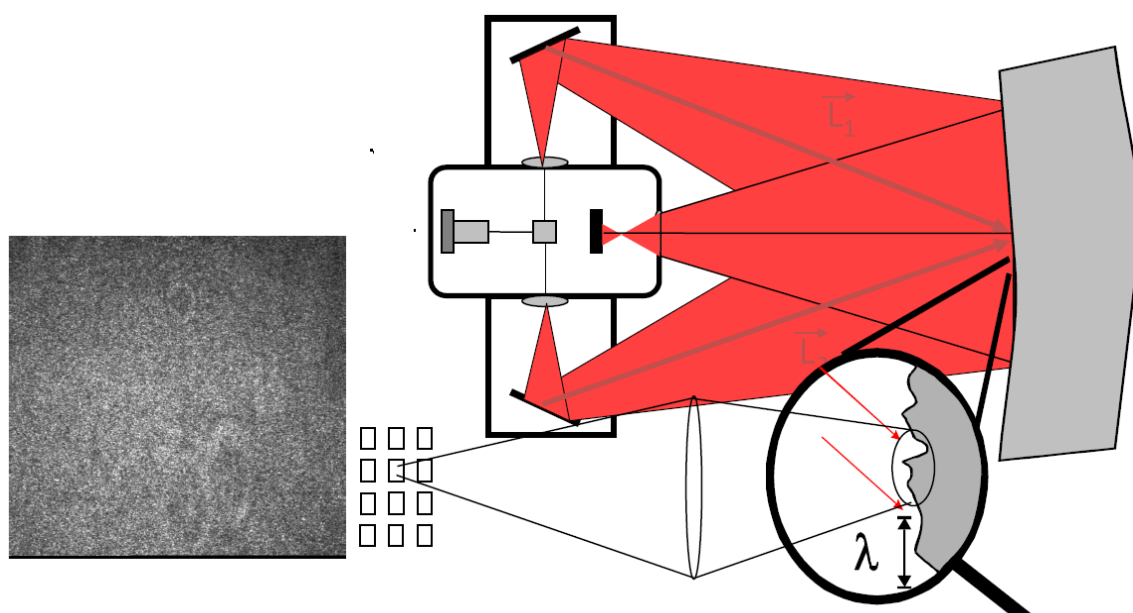
Rys. 3.15 Układ pomiarowy systemu ESPI: kamera CCD (a), głowica (b), źródła światła (c), próbka (d) [173].

Uproszczony schemat standardowej procedury pomiarowej przedstawiono na Rys. 3.16. Próbkę o specjalnie przygotowanej, bezrefleksyjnej powierzchni poddaje się obserwacji za pomocą kamery CCD. Wykorzystując przetwornik analogowy uzyskuje się obraz przedstawiający prążki, na podstawie których generuje się mapę fazową badanego materiału. W kolejnych krokach, po przeprowadzeniu obliczeń numerycznych przez oprogramowanie obsługujące system ESPI, uzyskiwane są mapy składowych przemieszczenia i odkształcenia.



Rys. 3.16 Procedura eksperymentalna pomiaru ESPI: rejestracja wyników interferencji z powierzchni próbki (I) w postaci prążków interferencyjnych przy użyciu kamery CCD (II) i konwertera (III); generowanie prążków korelacyjnych poprzez proces odejmowania otrzymanych interferogramów plamkowych (IV); wyznaczenie mapy fazowej przedstawiającej rozkład składowych przemieszczenia i średniego odkształcenia w każdym kierunku z osobna (V) oraz mapy fazy naprężenia pola i odkształcenia (VI).

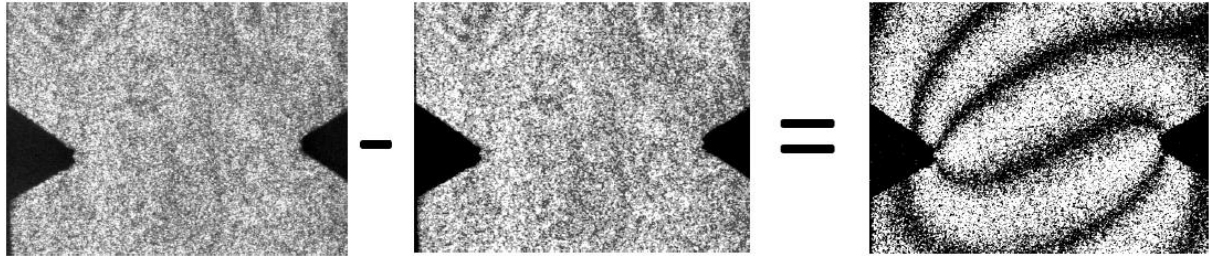
Zasada działania systemu ESPI oparta jest na zjawisku plamkowania. Efekt ten występuje podczas oświetlenia chropowatej powierzchni spójną wiązką promieniowania. W wyniku rozproszenia promieniowania na powierzchni próbki dochodzi do interferencji fal wtórnych, co prowadzi do powstawania charakterystycznych obrazów plamkowych, Rys. 3.17. Ich położenie oraz intensywność ulega zmianie podczas rozwoju składowych przemieszczenia liniowego i kątownego obiektu [174].



Rys. 3.17 Schemat powstawania obrazu plamkowego [174].

Prążki uzyskuje się przez porównanie struktur plamkowych materiału nieodkształconego ze strukturą po deformacji. Rejestrując zmiany przemieszczenia plamek na powierzchni próbki, zapisana ramka referencyjna, będąca strukturą odniesienia, jest w sposób ciągły odejmowana lub dodawana od obrazu uzyskanego w bieżącym momencie. Powstające prążki

identyfikują korelację między przemieszczonymi obszarami na powierzchni badanej próbki, Rys. 3.18.



Rys. 3.18 Schemat uzyskiwania prążków korelacyjnych [173].

Rozkłady intensywności I_0 i I_1 w obrazach plamkowych przed i po obciążeniu można wyrazić w postaci następujących zależności:

$$I_0 = I_p + I_o + 2\sqrt{I_p I_o} \cos \Psi_s \quad (3.8)$$

$$I_1 = I_p + I_o + 2\sqrt{I_p I_o} \cos(\Psi_s + \Delta\phi) \quad (3.9)$$

gdzie:

I_p i I_o - intensywność wiązki przedmiotowej i odniesienia,

Ψ_s – losowy rozkład różnicy faz między wiązkami,

$\Delta\phi$ – rozkład fazy wprowadzany przez zmianę mierzonej wielkości.

W przypadku uzyskiwania prążków korelacyjnych przez odejmowanie rozkładów intensywności obrazów plamkowych otrzymujemy zależność:

$$I_1 - I_0 = 4\sqrt{I_p I_o} \sin(\Psi_s + \frac{1}{2}\Delta\phi) \left| \sin \frac{1}{2}\Delta\phi \right| \quad (3.10)$$

Różnica ta może przyjmować wartości mniejsze bądź większe od zera, dlatego aby uniknąć ujemnych wartości wyświetlanych jako czarne obszary przeprowadza się rektyfikację sygnału w postaci wyznaczenia absolutnej różnicy intensywności:

$$B = 4K\sqrt{I_p I_o} \left| \sin(\Psi_s + \frac{1}{2}\Delta\phi) \right| \left| \sin \frac{1}{2}\Delta\phi \right| \quad (3.11)$$

gdzie:

K jest stałą proporcjonalności,

B oznacza jasność ekranu monitora.

Wynikiem rektyfikacji sygnału jest tło plamkowe modulowane przez ciemne prążki korelacyjne. Zerowe wartości intensywności występują w miejscach, w których człon fazowy

$\Delta\phi$ jest równy 2π . Jasne prążki o maksymalnej wartości intensywności $4K\sqrt{I_p I_o}$ są miejscami geometrycznej zmiany fazy $\Delta\phi$ równej nieparzystej wielokrotności π .

W przypadku uzyskiwania prążków korelacyjnych przez dodawanie rozkładów intensywności obrazów plamkowych otrzymujemy związek:

$$I_0 + I_1 = 2I_p + 2I_o + 4\sqrt{I_p I_o} \cos(\Psi_s + \frac{1}{2}\Delta\phi) \cos \frac{1}{2}\Delta\phi \quad (3.12)$$

Stopień, w jakim skorelowane są obrazy, odpowiada modulacji widzialności plamek określanych jako odchylenie standardowe sygnału. Obszary o maksymalnym i minimalnym kontraście powiązane są następującymi zależnościami:

$$\sigma_{Rmax} = 2\sqrt{\sigma_p^2 + \sigma_o^2 + 2I_p I_o} \text{ dla } \Delta\phi=2n\pi, n=0,1,2 \quad (3.13)$$

$$\sigma_{Rmin} = 2\sqrt{\sigma_p^2 + \sigma_o^2} \text{ dla } \Delta\phi=(2n+1)\pi, n=0,1,2 \quad (3.14)$$

gdzie:

σ_p i σ_o - odchylenia standardowe intensywności w obrazach I_p i I_o ,

σ_{Rmax} , σ_{Rmin} – maksymalne i minimalne odchylenia standardowe intensywności.

W efekcie końcowym po procesie filtracji w obrazie korelacyjnym wyznaczona jest absolutna wartość intensywności:

$$B = K\sqrt{\sigma_p^2 + \sigma_o^2 + 2I_p I_o \cos^2 \frac{1}{2}\Delta\phi} \quad (3.15)$$

Podsumowując można stwierdzić, że metoda odejmowania obrazów plamkowych pozwala uzyskiwać prążki korelacyjne o większym kontraście. Jednak metoda dodawania nie wymaga oddzielnego zapisu obrazu odniesienia, co pozwala na wykorzystanie jej w badaniach drgań lub szybkozmiennych procesów dynamicznych [174].

Po uzyskaniu prążków fazowych możliwa jest generacja map fazowych polegająca na porównywaniu intensywności obrazu referencyjnego z obrazem odpowiadającym kolejnemu etapowi odkształcenia. Intensywność ta wyrażana jest zależnością:

$$I_i(x, y) = I_{0,1}(x, y) + I_{mod,i}(x, y) * \cos(\phi(x, y) + \varphi_i) \quad (3.16)$$

Uzyskany obraz referencyjny cechuje się rozkładem fazy wprowadzanym przez zmianę mierzonej wielkości pomiędzy kolejnymi obrazami zapisywanym jako:

$$\phi_{ref}(x, y) = \arctan \frac{I_{1,ref}(x, y) - I_{3,ref}(x, y)}{I_{4,ref}(x, y) - I_{2,ref}(x, y)} \quad (3.17)$$

Obraz plamkowy uzyskany po obciążeniu materiału uzyskuje się przed dodaniem do obrazu referencyjnego zmian intensywności, jakie wystąpiły po jego deformacji

$$[\phi(x, y) + \Delta(x, y)]_{load} = \arctan \frac{I_{1,load}(x, y) - I_{3,load}(x, y)}{I_{4,load}(x, y) - I_{2,load}(x, y)} \quad (3.18)$$

Ostatecznie otrzymuje się mapę fazową, będącą różnicą obrazu po deformacji a obrazu referencyjnego:

$$\Delta(x, y) = [\phi(x, y) + \Delta(x, y)]_{load} - \phi_{ref}(x, y) \quad (3.19)$$

Aby uzyskać mapy składowych przemieszczenia i naprężenia wykorzystuje się odpowiednie wzory w zależności, czy w materiale występuje płaski stan odkształcenia (wzory 3.20-3.23), czy płaski stan naprężenia (wzory 3.24-3.27) [175]:

$$\varepsilon_n = 0 \quad (3.20)$$

$$\varepsilon_{1,2} = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} \pm \sqrt{\frac{(\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy})^2}{2} + \left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right)^2}; \quad (3.21)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{E(1-\nu)}{(1-2\nu)(1+\nu)} * \left(\varepsilon_{xx} + \frac{\nu}{(1-\nu)} \varepsilon_{yy} \right); \quad (3.22)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{E(1-\nu)}{(1-2\nu)(1+\nu)} * \left(\varepsilon_{yy} + \frac{\nu}{(1-\nu)} \varepsilon_{xx} \right); \quad (3.23)$$

$$\sigma_n = 0 \quad (3.24)$$

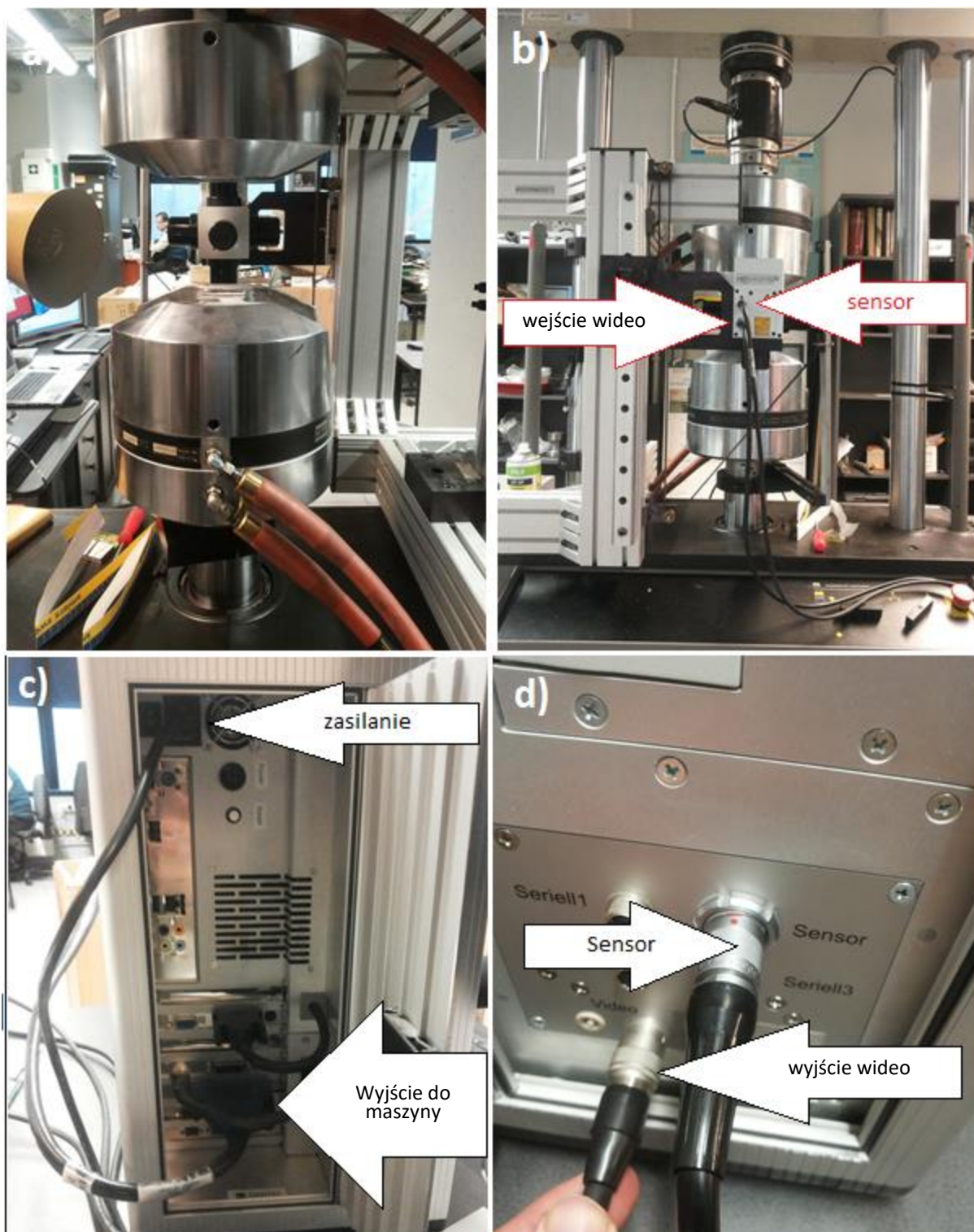
$$\sigma_{xx} = \frac{E}{(1-\nu^2)} * (\varepsilon_{xx} + \nu * \varepsilon_{yy}); \quad (3.25)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{E}{(1-\nu^2)} * (\varepsilon_{yy} + \nu * \varepsilon_{xx}); \quad (3.26)$$

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} \pm \sqrt{\frac{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2}{2} + (\tau_{xy})^2}; \quad (3.27)$$

3.5.3 Urządzenia ESPI – schemat działania, zastosowanie

Aby przystąpić do badań z wykorzystaniem metody ESPI należy przygotować próbkę, stanowisko (serwo-hydrauliczna maszyna wytrzymałościowa) oraz aparaturę pomiarową. Kamery wraz ze stelażem należy zamocować na wsporniku oraz nieruchomym tłoku ustawiając obiektyw w osi próbki, Rys. 3.19 a i b. Z kamery wyprowadzone są dwa przewody (video i sensor) (Rys. 3.19b), które podłączane są do stacji komputera (Rys. 3.19d). Z komputera wyprowadzone jest wyjście na kartę, do którego można podłączyć za pomocą wejścia „Chanel 1”, kartę sterującą wraz z maszyną wytrzymałościową (Rys. 3.19c). Pozostałe połączenia należy wykonać w sposób pokazany na Rys. 3.19.



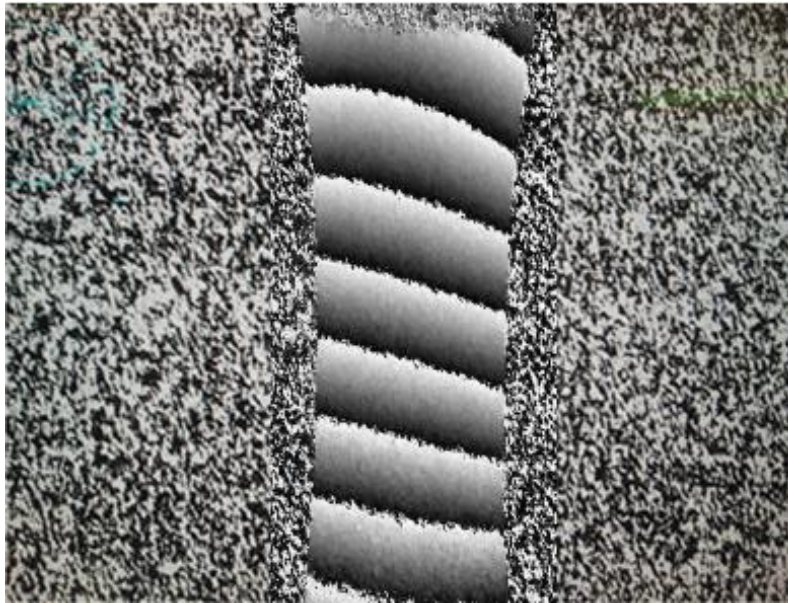
Rys. 3.19 Ustawienie aparatury badawczej (a, b), tylny panel stacji kontrolera (c), panel przedni stacji kontrolera (d).

Po włączeniu sterownika maszyny wytrzymałościowej oraz komputera sterującego maszyną należy uruchomić program „Station manager”. Mając możliwość sterowania tłokami należy osiowo umieścić wcześniej zmierzoną próbkę (wymiary potrzebne do obliczenia pola przekroju) w szczękach maszyny wykorzystując poziomicę. Osiowe ustawienie próbki może

być sprawdzone również przy pomocy kamery programu ESPI, tj. tworząc za pomocą programu ISTRa ramkę prostokątną, której boki będą pokrywały się z krawędziami próbki. Próbka mocowana jest przez zaciskanie szczęk – najpierw dolnej za pomocą ręcznego przełączenia kontrolera stojącego przy maszynie, a następnie górnej za pomocą przejścia w oknie Manual Command w Control Mode ustawionym na Force i natychmiastowym przełączeniu kontrolera obok maszyny na zacisk. Zaciskanie próbki odbywa się w trybie „Force”, aby uniknąć „szarpnięcia” próbki przy sterowaniu przemieszczeniem (tryb „Displacement”). Próbka powinna być zaciśnięta w szczękach przy ciśnieniu o wartości 4000bar. Po operacji osiowania próbka pokrywana jest cienką warstwą wywołującego na bazie rozpuszczalnika tak, aby utworzyć na niej chropowatą powierzchnię umożliwiającą rejestrację składowych przemieszczenia w trakcie kolejnych cykli zmęczenia.

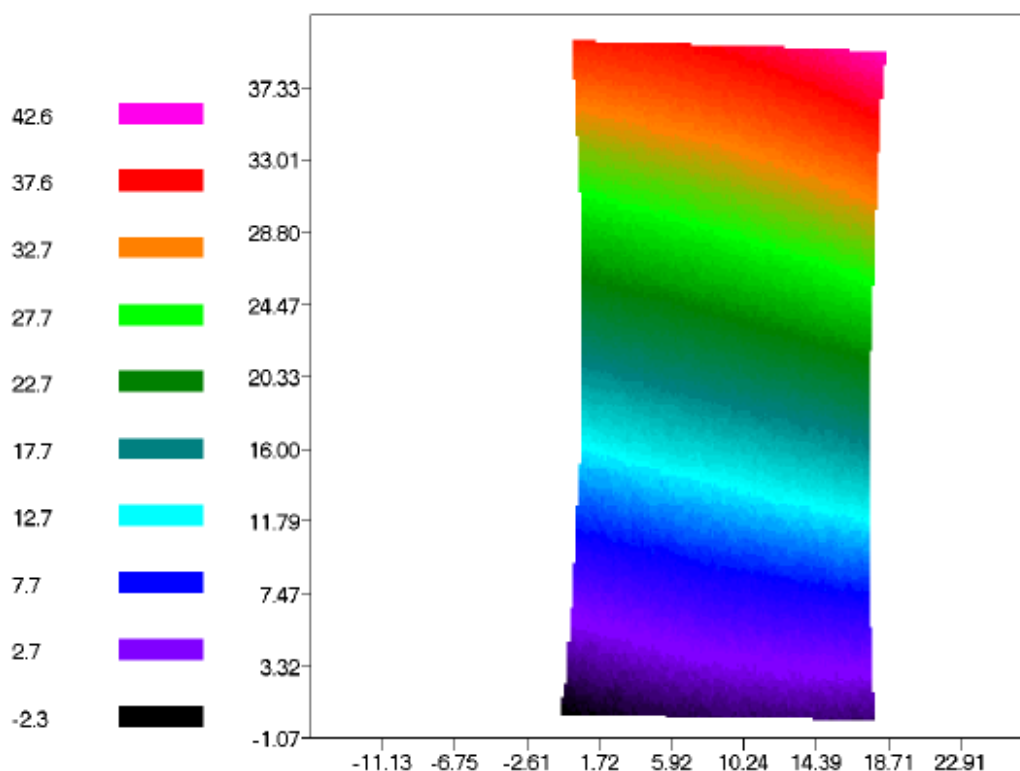
Po zdjęciu przesłan z obiektywu oraz 4 pozostałych kamer należy uruchomić program ISTRa. Pomiar przeprowadzamy według następujących kroków:

1. *Measurement -> Live image* – aby uzyskać podgląd próbki w czasie rzeczywistym;
2. *Measurement -> Capture image* – aby przechwycić zdjęcie próbki do okna „Border editor”;
3. Za pomocą okna „Border editor” otworzyć już istniejącą ramkę poleceniem *Load frame*, bądź stworzyć nową przy użyciu znaków graficznych (rectangle, line, bądź inne). Ważne jest ustawienie *Set upper left corner* i *set lower right corner* tak, aby znaczniki znajdowały się w rogach utworzonej ramki. Utworzoną ramkę należy zapisać, aby móc z niej korzystać w późniejszych krokach. Ramka powinna obejmować, jak największy obszar badany próbki;
4. W ustawieniach *Settings -> Storage Directory* wybrać docelowy folder zapisywania plików w trakcie pomiaru. Najlepiej dla każdego cyklu stworzyć folder przed rozpoczęciem badania, przykładowo: 1 cykl, 2 cykl, 10001 cykl, 100002cykl;
5. Wykonać pomiar przy pomocy komend *Measurement -> Record series*, a następnie akceptując każdy kolejny krok aż do zakresu wytrzymałości próbki;
6. Za pomocą okna Manual Command i zaznaczeniu okna *Enable Manual Command* oraz *control mode Force_810* dokonywać zmian siły w określonym zakresie i z określonym krokiem oraz rejestrować je przy pomocy programu ISTRa;
7. Po wykonaniu odpowiedniej liczby kroków należy zakończyć rejestrowanie pomiaru komendą *abort*, w oknie Manual Command (sterowanie maszyną wytrzymałościową) ustawić siłę Force na wartość zero oraz sprawdzić prawidłowość pomiaru, tzn. czy przy każdej zmianie siły zarejestrowano poziome prążki świadczące o przemieszczeniu w trakcie zadawania siły przy użyciu komend *Measurement -> Evaluate series -> OK*. Prawidłowo wykonany krok ilustruje Rys. 3.20;



Rys. 3.20 Prążki interferencyjne rejestrowane podczas zadawania siły obciążającej w kolejnym kroku zmęczenia.

8. Uzyskane pomiary należy wywołać za pomocą komend *Stress -> Stress/strain calculation -> Plane stress -> OK* (wpisując wcześniej odpowiedni dla badanego materiału moduł Younga E oraz współczynnik Poissona ν oraz zaznaczając opcję *Maximum Shear Strain Energy (Mises) Criterion*) a następnie *Stress -> Stress/strain visualisation -> Tangential Strain along Direction 1 oraz 2*. W efekcie uzyskuje się rozkład przemieszczenia na powierzchni próbki (Rys. 3.21)



Rys. 3.21 Rozkład przemieszczenia na powierzchni badanej próbki.

9. Uzyskane wyniki z osi Y można eksportować przy użyciu opcji *Edit -> Save* jako obrazek i *Print -> PDF Creator* (eksport zdjęć) oraz *Data -> Other-> ASCII Export -> All* w celu dalszej obróbki danych w programie MATLAB;
10. Dokonać kolejnego pomiaru przemieszczenia w całym zakresie obciążenia w celu sprawdzenia poprawności poprzedniego kroku i możliwości porównania go z przeprowadzonym pomiarem;
11. Przejście do programu „Station manager”. W programie tym należy trzymać się następujących reguł:
 - W oknie *Detectors* dobrać odpowiednie *Interlocki* zabezpieczające próbkę i maszynę przed zniszczeniem.
 - Zaznaczyć opcję „Enable Manual Command” w oknie Manual Command, a w programie „Station manager” za pomocą komendy *Applications-> MultiPurpose TestWare* otworzyć okno MPT.
 - Wybrać program stworzony do pomiarów zmęczeniowych „zmeczenie.000” a następnie klikając ikonę *Procedure editor* dobrać odpowiednie parametry (tj. max siłę, amplitudę oraz zaznaczyć kompensatory dla prawidłowej rejestracji przebiegu zmęczenia).
 - W oknie „Specimen” wpisać nazwę próbki wraz z jej numerem, max siłą cyklowania, liczbą cykli i wymiarem, przykładowo:
KZ40_007_650MPa_100001-200001_14.01x4.06
 - Rozpocząć proces przy pomocy komendy „Program run”.
 - Po zakończeniu określonej liczby cykli przeprowadzić ponownie pomiar składowych przemieszczenia na powierzchni próbki rejestrując każdorazowo rozmieszczenie prążków interferencyjnych na powierzchni próbki w trakcie zadawania obciążenia.

3.6 Podsumowanie

ESPI i DIC są często stosowanymi bezkontaktowymi metodami optycznych pomiarów odkształcenia o szerokim zakresie możliwych zastosowań [176] - [183]. Ich główne zalety i ograniczenia zostały przedstawione w Tab. 3.3. Obie omawiane techniki optyczne pozwalają na rozwiązanie problemów, których konwencjonalne czujniki kontaktowe (tensometry, ekstensometry itp.) nie są w stanie ujawnić. Wśród nich można wskazać [180]:

- poślizg lub ślizganie się nóżek ekstensometru w trakcie badań,
- trudność w zamocowaniu,
- możliwość uszkodzenia czujnika w wyniku pęknięcia próbki,
- brak możliwości zastosowania w badaniach materiałów specjalnych i małych próbek,
- łatwość przekroczenia zakresu pomiarowego,
- trudność w działaniu w nieprzyjaznym środowisku,
- potrzeba większej liczby czujników w monitorowaniu odkształcenia zadanego w różnych kierunkach,
- potrzeba dedykowanych przyrządów do określenia badanych parametrów.

Tab. 3.3 Zalety i wady systemów ESPI oraz DIC.

	Zalety	Wady
ESPI	- bezkontaktowa metoda pomiaru z dokładnością rzędu długości fali, - zapewnia pomiar w całym polu widoczności; - polecana do pomiarów wspomaganych komputerowo, ponieważ informacje są pozyskiwane i oceniane cyfrowo, - znacznie większa czułość niż w przypadku metody płytek holograficznych; - pomiar prawie w czasie rzeczywistym; prążki korelacyjne mogą być wyświetlane bez konieczności stosowania jakiegokolwiek formy obróbki graficznej lub przenoszenia wzorców; - rozdzielczość stosowanego nośnika zapisu nie musi być tak wysoka, jak w przypadku tradycyjnej holografii; - czułość może być zwiększona 20-krotnie dzięki modulacji fazy; - wysoka czułość na wahania temperatury.	- zakres pomiarowy ESPI jest mały i ograniczony przez korelację plamek; - dla dużych obiektów wymagane są lasery o dużej mocy, aby zwiększyć średni rozmiar wzoru plamki; - koszt wyposażenia i instalacji urządzenia jest wysoki; - trudne do wykorzystania poza laboratorium; - wymagają precyzyjnego ustawienia i środowiska o niskich wibracjach.
DIC	- pomiary bezkontaktowe i wielopunktowe, w pełnym polu widzenia; -proste ustawienie eksperymentu i przygotowanie próbek; - wysoka wydajność; -duża dokładność i stabilność pomiaru; - wysoka precyzja na całym obszarze; - szeroki zakres pomiarowy (od kilku milimetrów do metrów, wysoka temperatura); - dokładne pomiary konstrukcji w typowych środowiskach zewnętrznych; - analiza deformacji w całym polu widzenia; - szybkie przygotowanie losowego wzoru czarnych punktów na białym tle na powierzchni próbki poprzez rozpylenie farby.	- powierzchnia próbki powinna być płaska z nałożonym przypadkowym wzorem; - zależność systemu od warunków oświetlenia naturalnego; - konieczność zastosowania światła sztucznego przy rejestracji obrazów z dużą częstotliwością. - konieczność stosowania płyt kalibracyjnych odpowiednich do wielkości badanej powierzchni próbki; - pojemne nośniki pamięci wymagane do archiwizacji zarejestrowanych obrazów; - błędy pomiarów silnie zależne od wielkości powierzchni pomiarowej, niedokładności w uśrednianiu wyników obliczeń; - zmiany warunków oświetleniowych w trakcie badań, kąta pomiędzy kamerą a badaną powierzchnią.

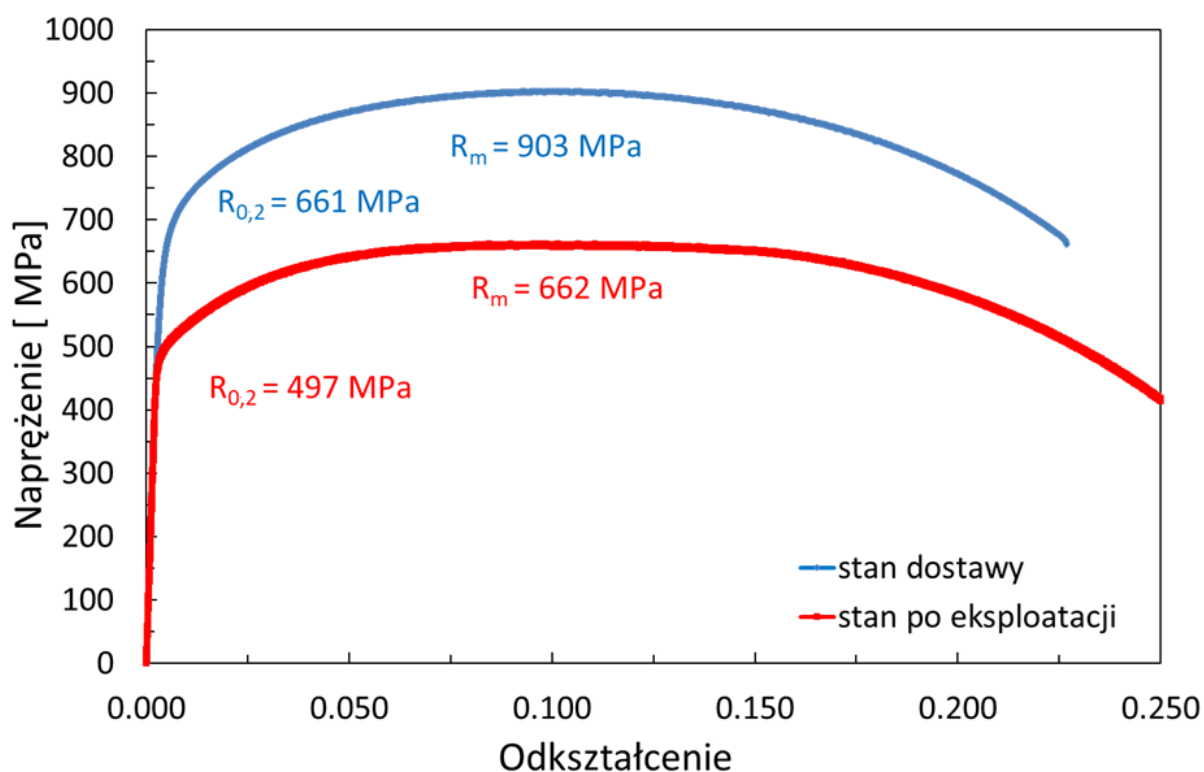
Z uwagi na wiele zalet technik optycznych, ich skuteczność była szczegółowo omawiana przez wielu badaczy. Bingleman [147] stwierdził, że połączenie technik ESPI i DIC prowadzi do wielu nowych możliwości w zakresie pomiarów przemieszczenia na powierzchni badanych obiektów. Stwierdzono, że błąd standardowy pomiarów ESPI jest o rząd wielkości mniejszy niż dla DIC. Autorzy podkreślili, że czułość ESPI skaluje się z rozmiarem próbki, podczas gdy czułość DIC nie, i dlatego zalecono jednoczesne stosowanie ESPI i DIC do szacowania deformacji powierzchni przy znacznie mniejszych skalach próbek. Halama [184] przeprowadził porównanie konturów odkształcenia i przemieszczenia rejestrowanych podczas pomiarów ESPI i DIC w warunkach rozciągania, ścinania i ich kombinacji. Uzyskane wyniki uznano za jakościowo porównywalne dla wszystkich trzech rodzajów obciążeń. Pomiarów ESPI i DIC podczas badań zmęczeniowych pozwoliły na przedstawienie kilku aspektów, które należy rozważyć przy omawianiu skuteczności obu metod w monitorowaniu rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych. Należy podkreślić, że wysoka dokładność systemu ESPI jest jego największą zaletą, która niestety też wiąże się z wadą wysokiej czułości znacznie ograniczającej możliwości wykorzystania w warunkach poza laboratoryjnych. Z drugiej strony, wysoka adaptacyjność systemu DIC umożliwia jego wykorzystanie nawet w warunkach poza laboratoryjnych. Biorąc pod uwagę zalety i wady obu systemów oraz ich możliwości pomiarowe szeroko wykorzystywane w badaniach mechanicznych zdecydowano podjąć próbę wykorzystania ich w monitorowaniu rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego stali kotłowych. Przeprowadzona na tym etapie analiza nie faworyzuje żadnej z metod dlatego próbę oceny efektywności tychże systemów dokonano przy adaptacji maszyn wytrzymałościowych do zaproponowanej geometrii próbek płaskich oraz przy zadaniu tego samego rodzaju obciążania próbki.

4 Wstępne badania uszkodzenia materiałów poddanych zmęczeniu klasycznymi metodami niszczącymi

Najprostszą metodą oszacowania poziomu degradacji, czy też wpływu czasu eksploatacji na właściwości wytrzymałościowe materiału jest przeprowadzenie porównawczej próby rozciągania z materiałem w stanie dostawy. Obliczone na tej podstawie parametry, takie jak moduł sprężystości, granica plastyczności, granica wytrzymałości czy wydłużenie pozwalają jednak w ograniczonym stopniu określić poziom degradacji materiału. Próba ta jednak jest punktem odniesienia do wyznaczenia zakresu sprężystego, na podstawie którego możliwe jest wybranie zakresu amplitudy naprężenia dla badań zmęczeniowych do określenia wykresu Wöhlera. Uzyskane w ten sposób charakterystyki zmęczeniowe opisują zależność liczby cykli do zerwania od wartości amplitudy naprężenia. Porównanie prostych będących aproksymacją punktów uzyskanych na drodze eksperymentu pozwala określić tzw. trwałość zmęczeniową, czyli wartość amplitudy naprężenia, przy której materiał osiągnął 10^7 cykli bez pęknięcia próbki. W tym miejscu należy podkreślić czasochłonność prowadzonych badań spowodowaną wymogiem przeprowadzenia wielu eksperymentów znacznie rozpiętych czasowo. Próbkę po przeprowadzonych badaniach do zniszczenia mogą być natomiast wykorzystane do mikroskopowej oceny stopnia degradacji materiału poprzez przeprowadzenie analizy fraktograficznej z wykorzystaniem mikroskopu. Przedstawiona metodologia jest standardowym podejściem do zjawiska zmęczenia, jednak dostarcza ona relatywnie mało informacji na temat dynamiki rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego. W związku z tym, po przeprowadzeniu wspomnianych „klasycznych” eksperymentów, zaproponowano ilościową ocenę rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego dla stali P91 z wykorzystaniem mierzalnych parametrów uszkodzenia. Poprawność metodyki sprawdzono podczas badań zmęczeniowych próbek klepsydrycznych w reżimie wysokocyklowym stosując obciążenie symetryczne. Dane eksperymentalne posłużyły do analizy oraz próby opisu i charakteryzacji dynamiki rozwoju uszkodzenia na podstawie ewolucji odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D w funkcji liczby cykli celem określenia granicznej wartości amplitudy naprężenia zmęczeniowego. Następnie oceniono efektywność optycznych systemów pomiarowych, ESPI i DIC, w monitorowaniu rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego oraz późniejszej korelacji otrzymanych wyników z zaproponowaną, analityczną metodyką oceny rozwoju uszkodzenia.

4.1 Standardowe badania mechaniczne stali P91

Wybrane właściwości mechaniczne stali P91 przed i po eksploatacji określono na podstawie statycznej próby rozciągania na próbkach płaskich o przekroju prostokątnym, wyciętych wzdłuż osi głównej elementów rurociągu. Charakterystyki wytrzymałościowe stali w obu stanach przedstawiono na Rys. 4.1. Zaobserwowano znaczny spadek zarówno granicy plastyczności, jak i wytrzymałości na rozciąganie stali po eksploatacji. Średnie wartości parametrów wyznaczonych z tych badań przedstawiono w Tab. 4.1.



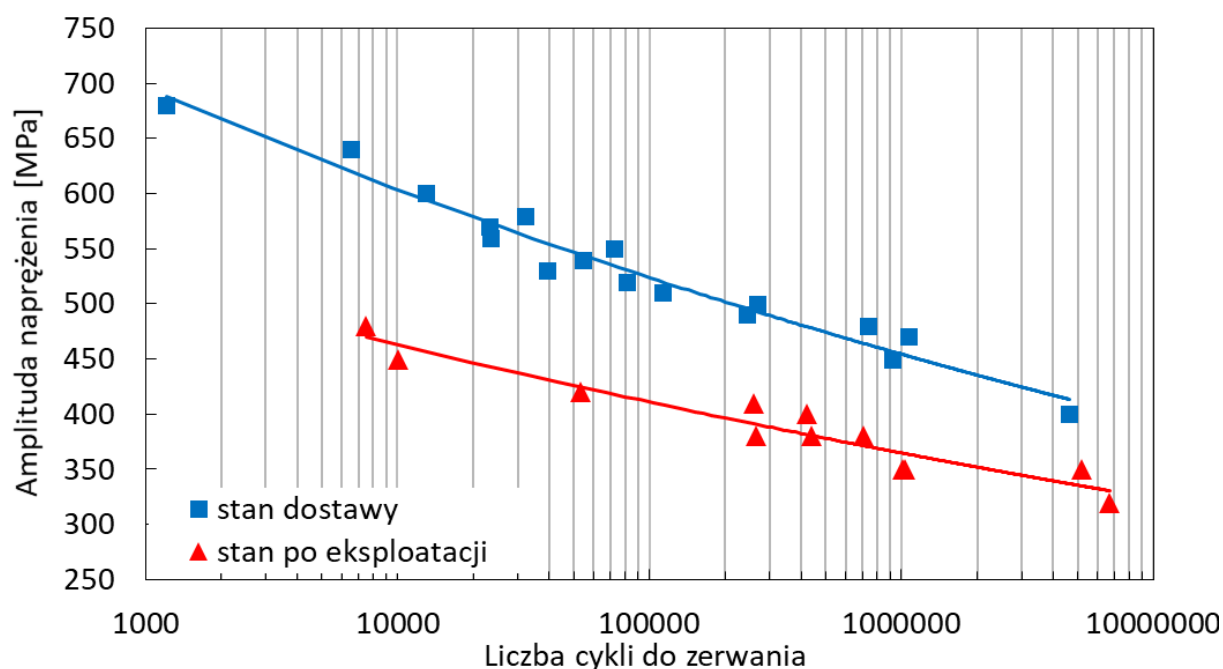
Rys. 4.1 Uśrednione krzywe rozciągania dla stali P91 w stanie dostawy i po eksploatacji.

Wyniki prób rozciągania wykazały znaczny spadek umownej granicy plastyczności i granicy wytrzymałości doraźnej oraz niewielki wzrost wydłużenia dla stali poddanej długotrwałej eksploatacji. Należy jednak zauważyć, że wymienione parametry mieszczą się w zakresie normy PN10216-2+A1:2020-05 [157] dla obu typów próbek.

Tab. 4.1 Uśrednione parametry mechaniczne stali P91 przed i po eksploatacji oraz według Polskiej Normy PN10216-2+A1:2020-05 [157].

	R_m [MPa]	$R_{0.2}$ [MPa]	A [%]
Stan dostawy	903 (± 16)	661 (± 9)	23 (± 1)
80 000 godzin eksploatacji	662 (± 12)	497 (± 7)	24.5 (± 1)
PN: 10216-2:2004	630-830	>450	17-19

W kolejnym etapie programu doświadczalnego przeprowadzono zmęczeniowe badania porównawcze, których głównym celem było opracowanie krzywych S-N dla obu stanów testowanej stali, co przedstawiono na Rys. 4.2. W wyniku eksploatacji (80 000 godzin przy ciśnieniu wewnętrznym 8,4 MPa w temperaturze 540°C) zaobserwowano znaczny, 20% spadek wytrzymałości zmęczeniowej dla całego rozpatrywanego zakresu wartości amplitudy naprężenia. Badania te przeprowadzono na próbkach w kształcie klepsydry o wymiarach i geometrii przedstawionych na Rys. 3.4a.



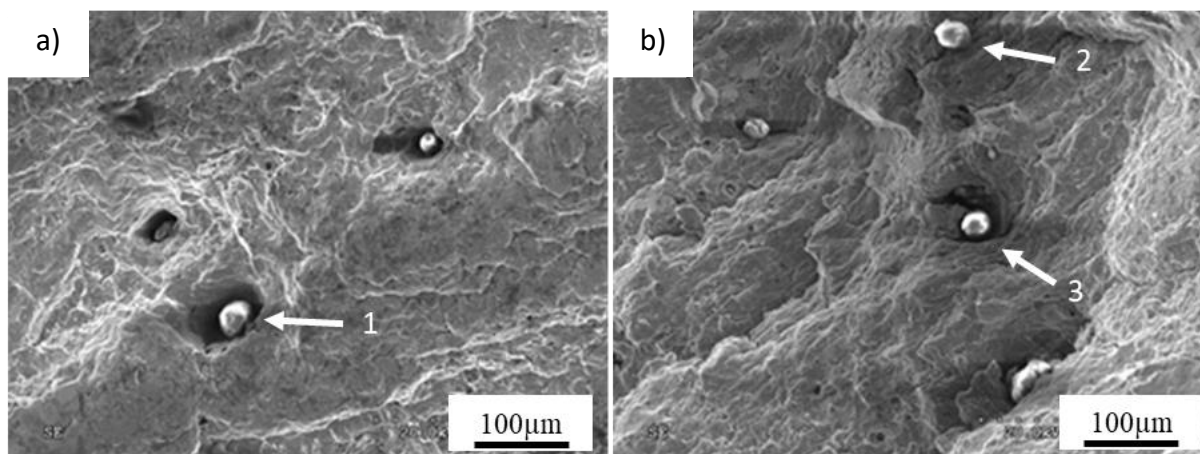
Rys. 4.2 Krzywe S-N dla stali w stanie dostawy i po eksploatacji.

4.2 Mikrostrukturalna analiza rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych

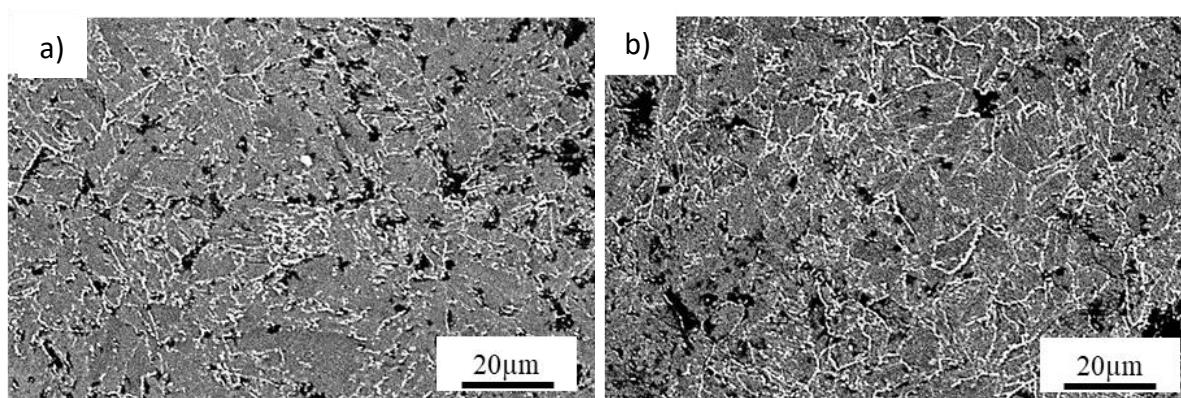
Po badaniach zmęczeniowych przeprowadzono fraktograficzną analizę przełomów próbek. Badania wykonano przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego JEOL JSM-6460LV wyposażonego w detektor EDS umożliwiający analizę składu chemicznego we wskazanych mikroobszarach. Zaobserwowano, że w materiale eksploatowanym występuje większa liczba wtrąceń. Analizę składu chemicznego dla trzech różnych wtrąceń przedstawiono w Tab. 4.2. Jakościowa analiza potwierdziła obecność związków aluminium (przypuszczalnie tlenku aluminium; punkty 1 i 3 - Rys. 4.3 i Tab. 4.2) oraz związków krzemu (tlenku lub dwutlenku; punkty 1 i 2 - Rys. 4.3 i Tab. 4.2). Zróżnicowana zawartość tych pierwiastków w eksploatowanym materiale była wynikiem długotrwałej, wysokotemperaturowej eksploatacji materiału.

Tab. 4.2 Analiza chemiczna wtrąceń w obu reprezentatywnych stanach stali P91 (%wag.).

Wtrącenie	C	O	Al	Si	Ca	Cr	Fe
1	15.53	56.87	12.23	10.93	06.02	0.56	02.86
2	09.11	27.97	16.96	13.16	16.52	2.02	13.44
3	17.32	52.25	09.20	08.47	04.96	0.87	06.93



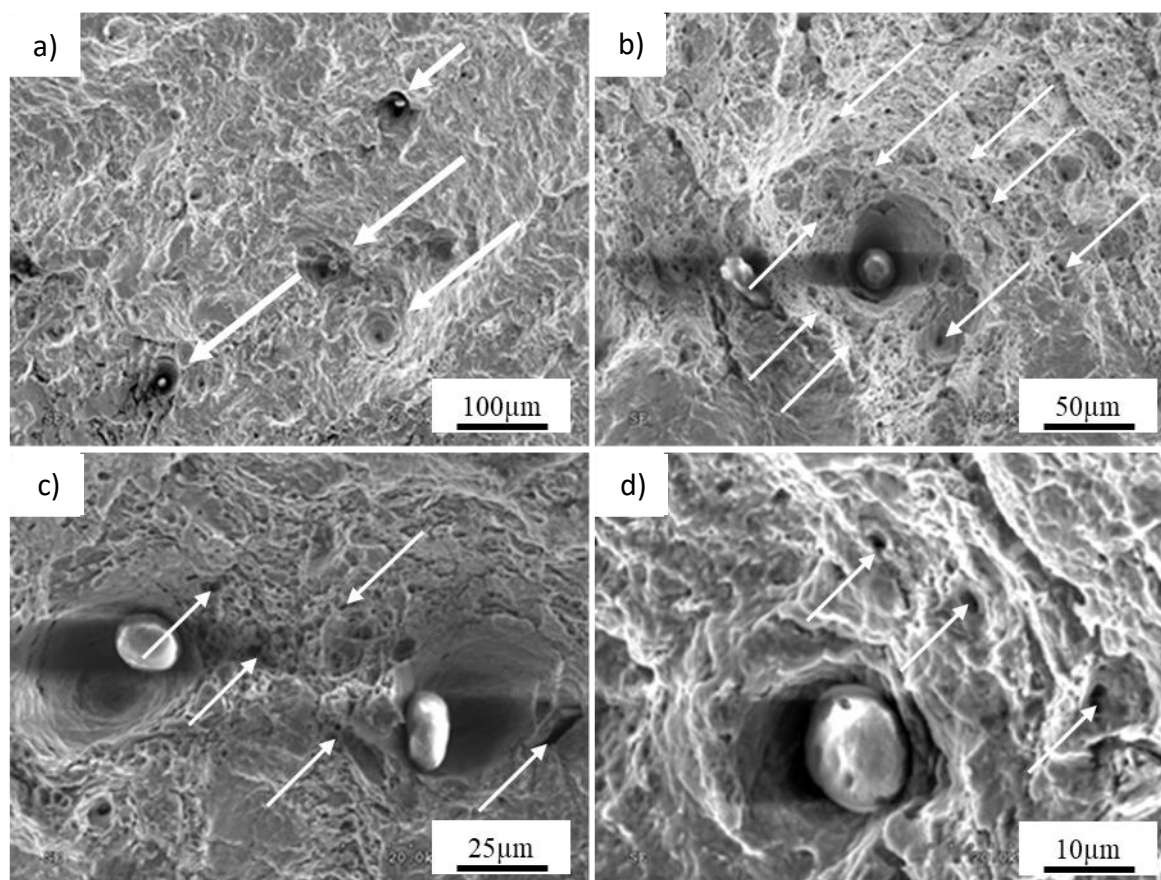
Rys. 4.3 Wtrącenia zidentyfikowane w przełomach stali P91: w stanie dostawy (a) oraz po 80 000 godzinach eksploatacji (b).



Rys. 4.4 Mikrostruktura próbki w stanie dostawy (a) i eksploatowanej (b) po 6 milionach cykli zmęczeniowych.

Można przypuszczać, że wtrącenia inicjują procesy niszczenia materiału pod wpływem cyklicznego obciążenia. Zaobserwowano, że wtrącenia były zlokalizowane w kraterach większych niż ich rozmiar (Rys. 4.5a, b). Stwierdzono, że proces odkształcenia plastycznego miał swoje źródło w miejscach występowania wtrąceń, które pełniły rolę koncentratorów naprężenia. W obszarach wokół wtrąceń można zaobserwować pustki, Rys. 4.5b. Występowanie kraterów i mikropustek wokół nich przypisano obciążeniom zmęczeniowym i następującym po nich plastycznym odkształceniom pomiędzy twardymi i kruchymi wtrąceniami a osnową metalu. W kolejnych fazach rozwoju uszkodzenia obserwowano większą zawartość pustek i mikropęknięć (Rys. 4.5 c, d). Kierunek i położenie tych nieciągłości materiałowych wskazuje na możliwość ich propagacji z wtrąceń i dodatkowo potwierdza, że wtrącenia niemetaliczne są miejscami potencjalnej inicjacji mikropęknięć zmęczeniowych. Gruboziarnistą strukturę eksploatowanej próbki zaobserwowano również po ok. 6 mln cykli obciążeniowych (Rys. 4.4). Można stwierdzić, że taka struktura doprowadziła do znacznego obniżenia właściwości mechanicznych stali P91 (Rys. 4.1 i Rys. 4.2). Zaobserwowano znaczny spadek wytrzymałości na rozciąganie o 238 MPa oraz wytrzymałości zmęczeniowej dla kolejnych rozpatrywanych wartości amplitudy naprężenia o ponad 100 MPa. Dodatkowo, obserwowane w eksploatowanym materiale granice ziaren gruboziarnistego, odpuszczonego

martenzytu uznano za potencjalne miejsca dla zarodkowania mikropęknięć [185], co mogło przyspieszyć proces cyklicznego uplastyczniania.

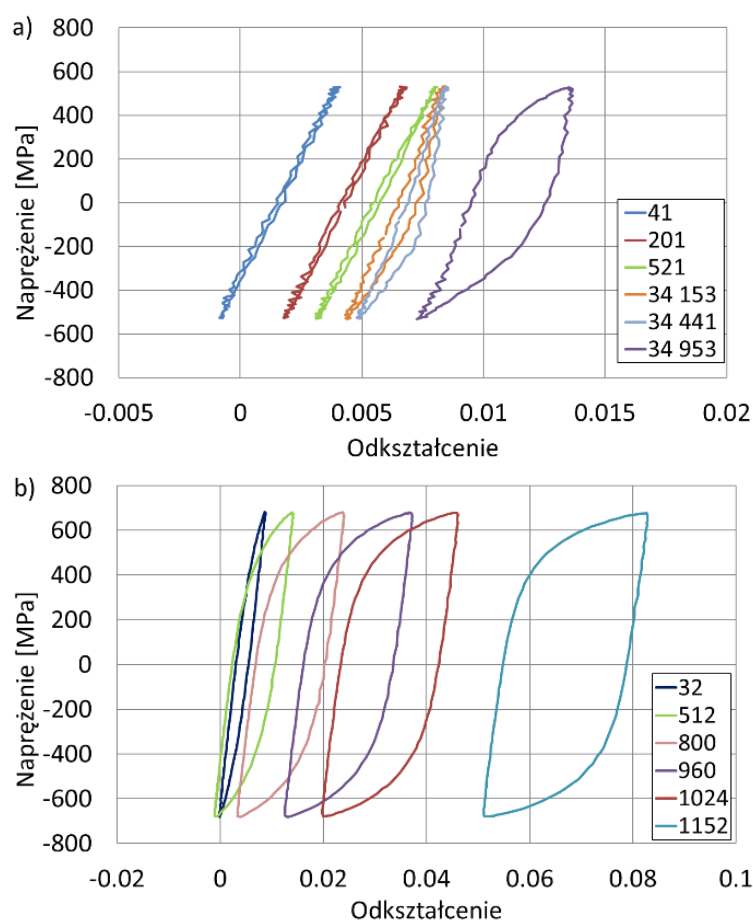


Rys. 4.5 Obszar przełomu próbki po badaniach zmęczeniowych z przedstawionym kierunkiem propagacji pęknięcia (a); tworzenie się mikropustek wokół wtrąceń (b); dalszy wzrost mikropustek prowadzący do mikropęknięć (c, d).

4.3 Alternatywny sposób analizy rozwoju uszkodzenia podczas zmęczenia

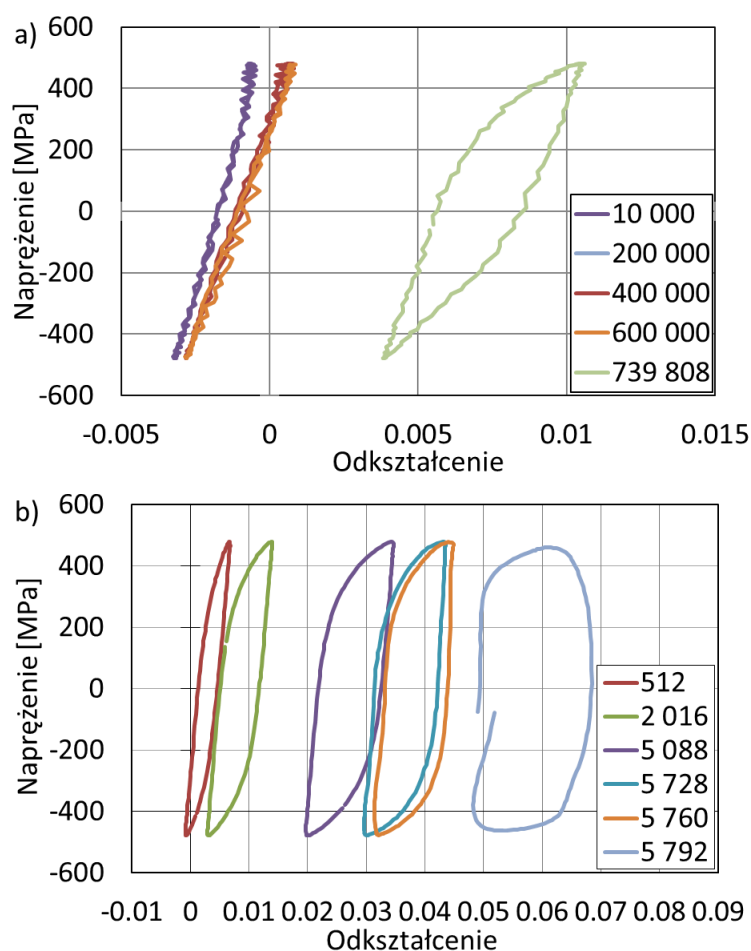
Rzeczywisty rozwój uszkodzenia w trakcie prób zmęczeniowych monitorowano na podstawie odpowiedzi mechanicznej materiału w kolejnych cyklach przy zachowaniu stałej amplitudy naprężenia. Na podstawie analizy zmian przebiegu pętli histerezy dla wszystkich próbek w obu stanach, zidentyfikowano dwa rodzaje dominujących mechanizmów uszkodzenia. Mechanizm ratchetingu dominował w początkowej fazie badań zmęczeniowych, gdyż szerokość pętli histerezy i amplituda odkształcenia nie zmieniały się w kolejnych cyklach, jednak średni poziom odkształcenia w cyklu wzrastał, co przedstawiono na Rys. 4.6a. Mechanizm ten jest bardziej widoczny dla niższej wartości amplitudy naprężenia. Natomiast wraz ze wzrostem liczby cykli i idącym za tym dalszym rozwojem uszkodzenia zaobserwowano mechanizm cyklicznej plastyczności. Zjawisko to charakteryzowało się wzrostem szerokości pętli histerezy (Rys. 4.6b). Należy podkreślić, że wzrost amplitudy naprężenia prowadził do intensyfikacji mechanizmu cyklicznego uplastyczniania (szerokość pętli wzrasta niemal od początku badania przyjmując większe wartości). Związane jest to ze wzrostem odkształcenia niesprężystego podczas obciążenia zmęczeniowego w wyniku wzrostu amplitudy naprężenia i spadku granicy

plastyczności w kolejnych cyklach. Zaobserwowano, że cykliczna plastyczność dominuje prawie od początku próby dla wartości amplitudy naprężenia bliskich granicy plastyczności.



Rys. 4.6 Ilustracja ratchetingu w charakterystyce naprężenie-odkształcenie dla wybranych cykli i amplitudy naprężenia ± 530 MPa na przykładzie stali P91 w stanie dostawy (a); ilustracja efektu cyklicznej plastyczności dla wybranych cykli i amplitudy naprężenia ± 680 MPa na przykładzie stali P91 w stanie dostawy (b); (dane dotyczące liczby cykli podano w legendzie wykresu).

Oba mechanizmy uszkodzenia zostały zidentyfikowane podczas badań eksperymentalnych wykonanych na próbkach w stanie dostawy (Rys. 4.7a) oraz po eksploatacji (Rys. 4.7b). Wyniki dla wybranych cykli rejestrowano przy amplitudzie naprężenia ± 480 MPa. Zaobserwowano wyraźnie różnice w odpowiedzi mechanicznej obu stanów stali P91. Zachowanie się próbki w stanie dostawy determinował głównie mechanizm ratchetingu zachodzący od początku odkształcenia cyklicznego aż do ostatnich cykli. Można zauważyć, że pętle histerezy zachowują swoją szerokość przez prawie cały okres cyklicznego obciążenia. Dopiero w końcowej fazie procesu zmęczeniowego uwidacznia się mechanizm uplastycznienia. Mechanizm ten jest dominujący w przypadku próbki po eksploatacji, dla której szerokość początkowej pętli histerezy zwiększała się stopniowo wraz z rozwojem uszkodzenia. Podobnie, jak w przypadku materiału w stanie dostawy, efekty ratchetingu były zauważalne w trakcie próby zmęczeniowej, o czym świadczyło przede wszystkim przesunięcie pętli histerezy.



Rys. 4.7 Rozwój zmęczenia w wybranych cyklach przy amplitudzie ± 480 MPa dla stali w stanie dostawy (a) oraz po eksploatacji (b).

W większości przypadków zmiany właściwości wytrzymałościowych materiału poddanego cyklicznemu obciążeniu można obserwować na podstawie przebiegu wykresu Wöhlera (krzywa S-N). Inne podejście pozwalające monitorować zmianę tych właściwości opiera się na analizie ewolucji dynamiki odkształcenia w wyniku zastosowania zmiennych programów obciążeniowych i zakresu amplitudy naprężenia. W celu identyfikacji charakteru i dynamiki rozwoju odkształcenia w kolejnych cyklach zmęczenia wysokocyklowego, zmiany te sparametryzowano za pomocą odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D [186], [187]. W zależności od amplitudy naprężenia oraz mikrostruktury wyjściowej materiału, proces zniszczenia zmęczeniowego można scharakteryzować za pomocą dwóch omówionych już mechanizmów. Cechę pierwszego mechanizmu można opisać cykliczną plastycznością generowaną przez ruch dyslokacji na poziomie lokalnych ziaren i pasm poślizgu. W tym przypadku wskaźnikiem uszkodzenia, charakteryzowanym przez szerokość pętli histerezy przy całkowitym odciążeniu materiału jest odkształcenie niesprężyste. Cecha drugiego mechanizmu charakteryzująca materiały poddawane cyklicznym obciążeniom opisywana jest przez ratcheting generowany przez lokalne odkształcenia wokół pustek, wtrąceń i innych defektów mikrostruktury. W tym przypadku wskaźnik uszkodzenia jest przypisany do średniego odkształcenia niesprężystego

opisującego przesunięcie pętli histerezy w stanie nieobciążonym. Ponieważ w większości przypadków zmęczeniowych badań materiałów za rozwój uszkodzenia odpowiada kombinacja tych mechanizmów, jako wskaźnik uszkodzenia można wybrać albo średnią wartość odkształcenia niesprężystego albo amplitudę odkształcenia niesprężystego. Dla badanej stali P91 zaobserwowano kombinację obu tych mechanizmów (Rys. 4.6). W związku z tym, stosując oba wskaźniki uszkodzenia identyfikujące cykliczną plastyczność i ratcheting, miarę uszkodzenia można określić następującą zależnością zdefiniowaną już w rozdziale 2 (równanie 2.45). Wartość amplitudy odkształcenia niesprężystego określano przy całkowitym odciążeniu materiału (równanie 2.46). W stanie nieobciążonym wyznaczano również średnie odkształcenie niesprężyste. Można je zdefiniować z zależności 2.47.

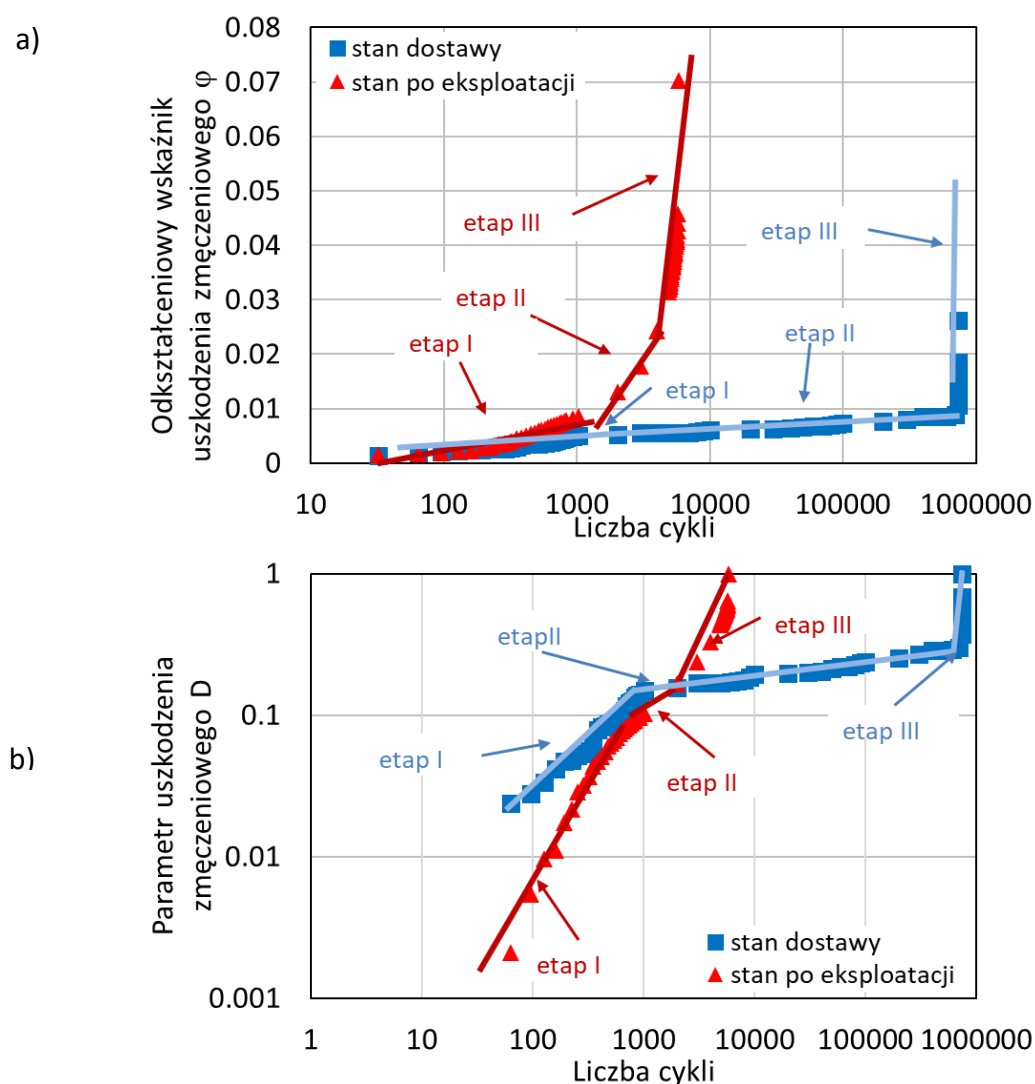
Zmiany odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego, ϕ , wykorzystano do określenia ewolucji parametru uszkodzenia D. Parametr uszkodzenia zmęczeniowego D opisuje dynamikę zmian odkształcenia w kolejnych cyklach. Jest on zdefiniowany zależnością podaną już w rozdziale 2 (równanie 2.42).

Zmiany parametru ϕ dla próbek w stanie dostawy i po eksploatacji, w całym zakresie wartości amplitudy naprężenia przedstawiono na Rys. 4.8a. Jak już wspomniano, parametr ϕ odzwierciedla działanie dwóch mechanizmów zniszczenia w sposób addytywny. Można zauważyć, że od samego początku obciążenia materiał eksploatowany wykazywał znacznie większą dynamikę rozwoju uszkodzeń niż ten w stanie dostawy. Ponadto, miała ona charakter nieliniowy (wykładniczy). Taki wynik wskazuje na istotny efekt wcześniejszego obciążenia materiału eksploatowanego, który może być związany z procesami dyfuzji w objętości rurociągu w warunkach eksploatacyjnych. W materiale w stanie wyjściowym, ewolucja parametru ϕ jest niemalże liniowa, prawie do ostatniego etapu rozwoju uszkodzenia, kiedy to następuje gwałtowny wzrost odkształcenia i pęknięcie. Na wykresie podwójnie logarytmicznym przedstawiono zmiany parametru uszkodzenia D dla amplitudy naprężenia ± 480 MPa (Rys. 4.8b). Można wyróżnić trzy etapy rozwoju uszkodzenia dla obu rodzajów badanej stali, jednak ich przebieg jest diametralnie różny. Jak zaobserwowano, dynamika odkształcenia związana jest ze wzrostem parametru uszkodzenia D i może być wyrażona przez nachylenia liniowych odcinków charakterystyk przedstawionych na Rys. 4.8b. Nachylenia te są wyraźnie większe dla materiału eksploatowanego. Stosunkowo intensywny wzrost parametru uszkodzenia, zarówno dla próbki w stanie dostawy, jak i eksploatowanej, obserwowano przez pierwsze tysiąc cykli, jednak największy uzyskano w końcowej fazie zmęczenia. Należy podkreślić, że początkowy wzrost parametru uszkodzenia dla materiału eksploatowanego był bardziej widoczny niż dla badanego materiału w stanie dostawy. Po początkowej fazie rozwoju uszkodzenia szybkość wzrostu uszkodzenia maleje, ustalając się na prawie stałym poziomie. Utrzymuje się ono do momentu pojawienia się pęknięcia dominującego. Bezpośrednio z tego wynikał kolejny gwałtowny wzrost parametru uszkodzenia trwający aż do utraty spójności próbki.

Rzeczywisty rozwój uszkodzenia zmęczeniowego wyrażony zmianami odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli oraz ewolucja parametru uszkodzenia zmęczeniowego D były wyraźnie związane z mechanizmami odkształcenia

i jednoczesną ewolucją mikrostruktury występującą podczas cyklicznego obciążenia. Dla każdego stanu materiału można było wyróżnić różne etapy dynamiki odkształcenia. Materiał eksploatowany charakteryzował się gruboziarnistą mikrostrukturą, która prowadziła do znacznego obniżenia wartości parametrów mechanicznych stali P91.

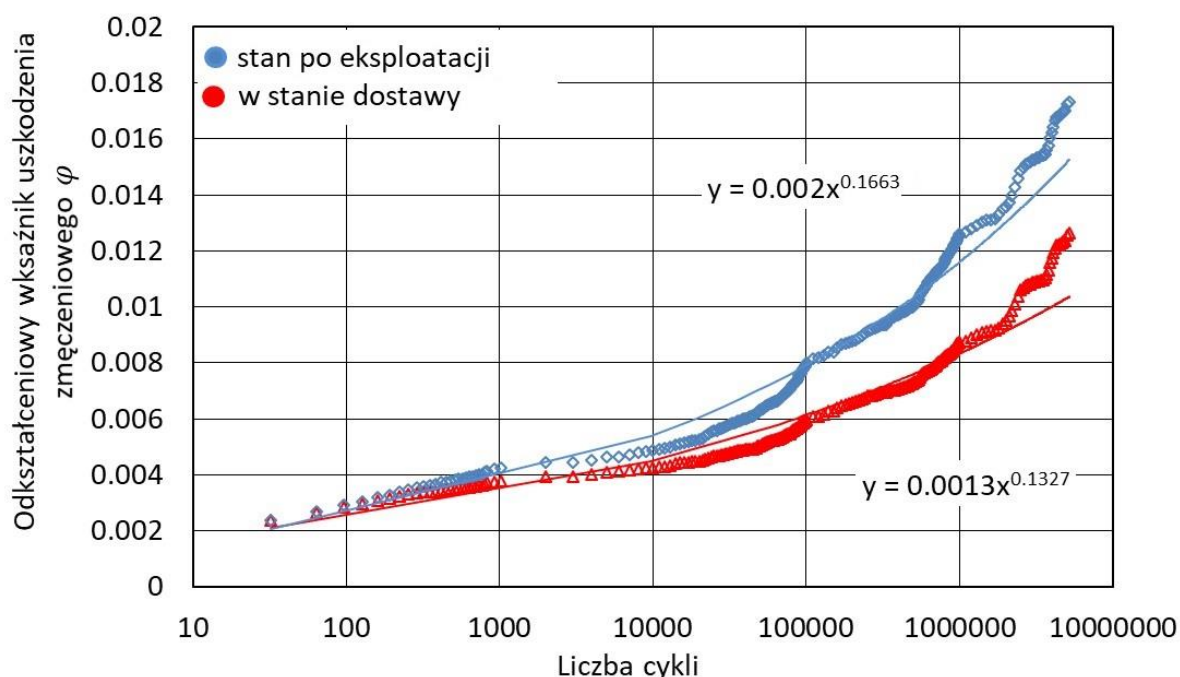
Obserwowane występowanie mikropustek i granic ziaren, w tym stanie materiału (gruboziarnisty, odpuszczony martenzyt) Rys. 3.1b, Rys. 4.4b uznano za miejsca potencjalnego zarodkowania mikropęknięć, które znacznie przyspieszają dynamikę procesu uszkodzenia w pierwszym etapie odkształcenia (Rys. 4.8). Eksploatowany materiał o gruboziarnistej mikrostrukturze był znacznie bardziej wrażliwy na odkształcenia. Stąd zaobserwowano znaczny wzrost odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego, ϕ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D po pierwszych 1000 cyklach (etap II). Duży wzrost każdego z parametrów w III etapie uszkodzenia związany był z postępującą dekohezją materiału spowodowaną szybkim wzrostem makropęknięć i ich późniejszą propagacją w postaci pęknięcia dominującego powstałego w końcowym etapie uszkodzenia.



Rys. 4.8 Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego dla amplitudy naprężenia ± 480 MPa wyrażony przez zmiany odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli (a) oraz ewolucję parametru uszkodzenia zmęczeniowego D (b).

4.4 Sposób określania granicznej wartości amplitudy naprężenia zmęczeniowego na podstawie rozwoju uszkodzenia stali P91

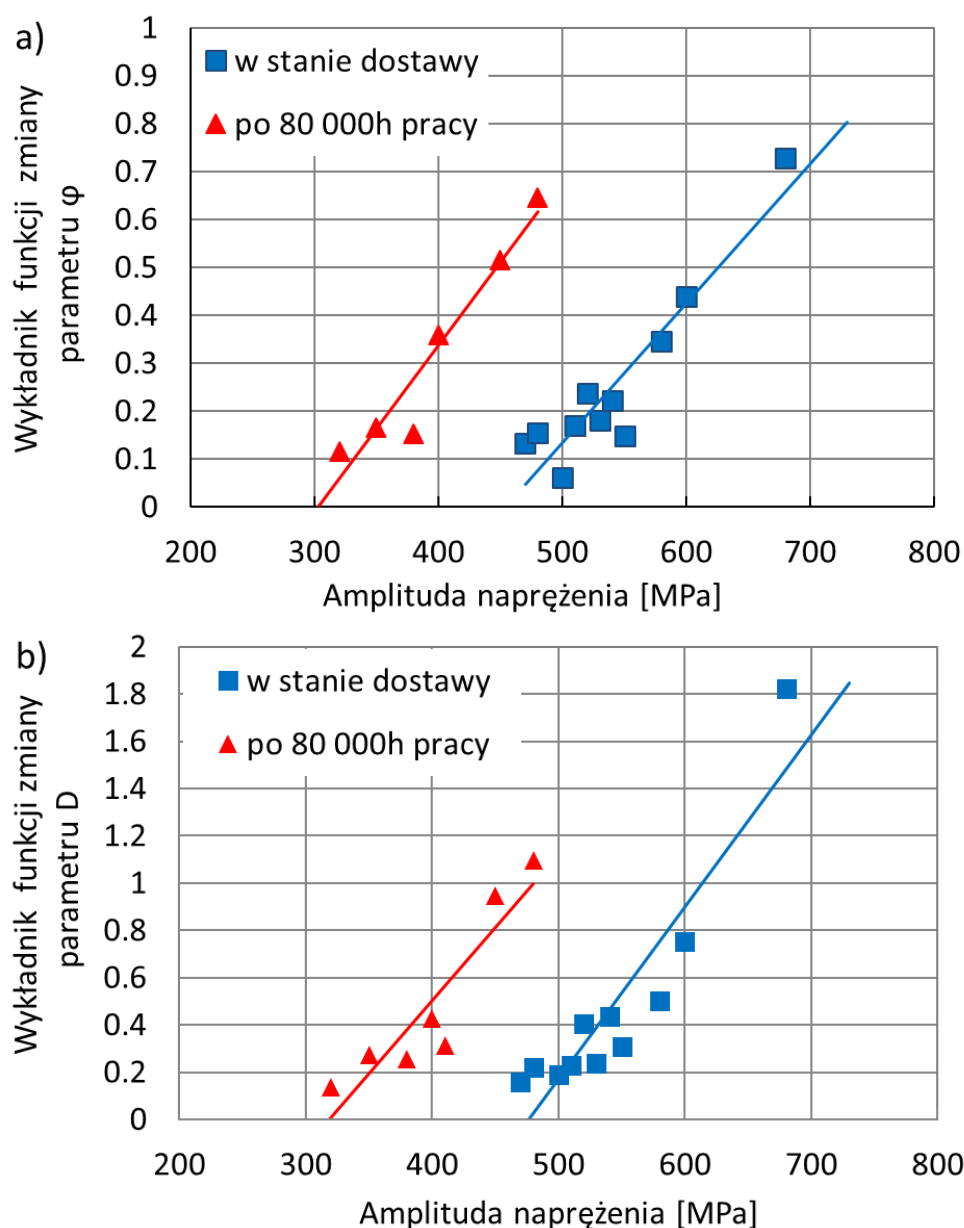
Po każdym badaniu zmęczeniowym przeprowadzonym dla zadanej amplitudy naprężenia wyznaczono przebieg odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D , stosując odpowiednio równania (2.42) i (2.45). Na podstawie zmian tych parametrów w poszczególnych cyklach otrzymano przybliżone, wykładnicze krzywe, Rys. 4.9. Równania tych krzywych określono dla wszystkich próbek poddanych próbom zmęczeniowym w szerokim zakresie amplitudy naprężenia dla obu stanów stali P91.



Rys. 4.9 Przykład wyznaczenia wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego φ dla obu stanów stali P91 poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 350 MPa.

Następnie porównano na wykresie wartości wykładników tych równań w funkcji amplitudy naprężenia dla próbek w stanie dostawy i po eksploatacji oraz opracowano krzywą trendu opisującą przebieg ich zmian (Rys. 4.10). Ewolucję odkształceniowego współczynnika uszkodzenia φ oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D dla obu badanych stanów stali przedstawiono odpowiednio na Rys. 4.10a i Rys. 4.10b. Uwzględniając je, można przewidzieć graniczną amplitudę naprężenia zmęczeniowego (umożliwiającą przeniesienie 10^7 cykli obciążeniowych zgodnie z Polską Normą [157]) dla stali w obu rozpatrywanych stanach. Za taką wartość przyjmuje się naprężenie odpowiadające punktowi przecięcia linii stanowiącej aproksymację wyników eksperymentalnych z osią x . Jak łatwo zauważyć, wartości uzyskanych granic amplitudy naprężenia są podobne do otrzymanych z krzywej S-N dla obu rozpatrywanych parametrów oraz dla każdego stanu badanej stali. Granice te oscylowały

wokół naprężenia równego 320 MPa dla stali eksploatowanej, oraz 460 MPa dla materiału w stanie dostawy. Wyniki te są w dobrej zgodności z wynikami uzyskanymi z krzywych Wöhlera (320 MPa dla stali eksploatowanej, 415 MPa dla materiału w stanie dostawy), Rys. 4.2.



Rys. 4.10 Wyznaczenie granicznej amplitudy naprężenia podczas badań zmęczeniowych na podstawie aproksymacji wykładników potęgowych w przypadku: a) odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ ; oraz b) parametru uszkodzenia zmęczeniowego D.

Należy podkreślić, że krzywe Wöhlera przedstawiają jedynie wielkości amplitudy naprężenia w funkcji liczby cykli do pęknięcia. Zaproponowana metodyka pozwala prowadzić analizy zmęczeniowe poprzez aproksymację wartości wykładników, które zostały uzyskane od pierwszego do ostatniego cyklu obciążenia, odzwierciedlając tym samym fizyczne mechanizmy ewolucji uszkodzenia. Uwzględniając wszystkie etapy procesu uszkodzenia zmęczeniowego metodyka pozwala na wyeliminowanie z wyniku końcowego ewentualnych błędów

związanych z lokalizacją defektów w postaci pustek lub korbów strukturalnych w materiale. Wyniki analitycznego wyznaczania wykładników funkcji zmiany parametrów D i φ dla stali P91 w stanie dostawy oraz po eksploatacji przedstawiono w [Dodatek A](#)

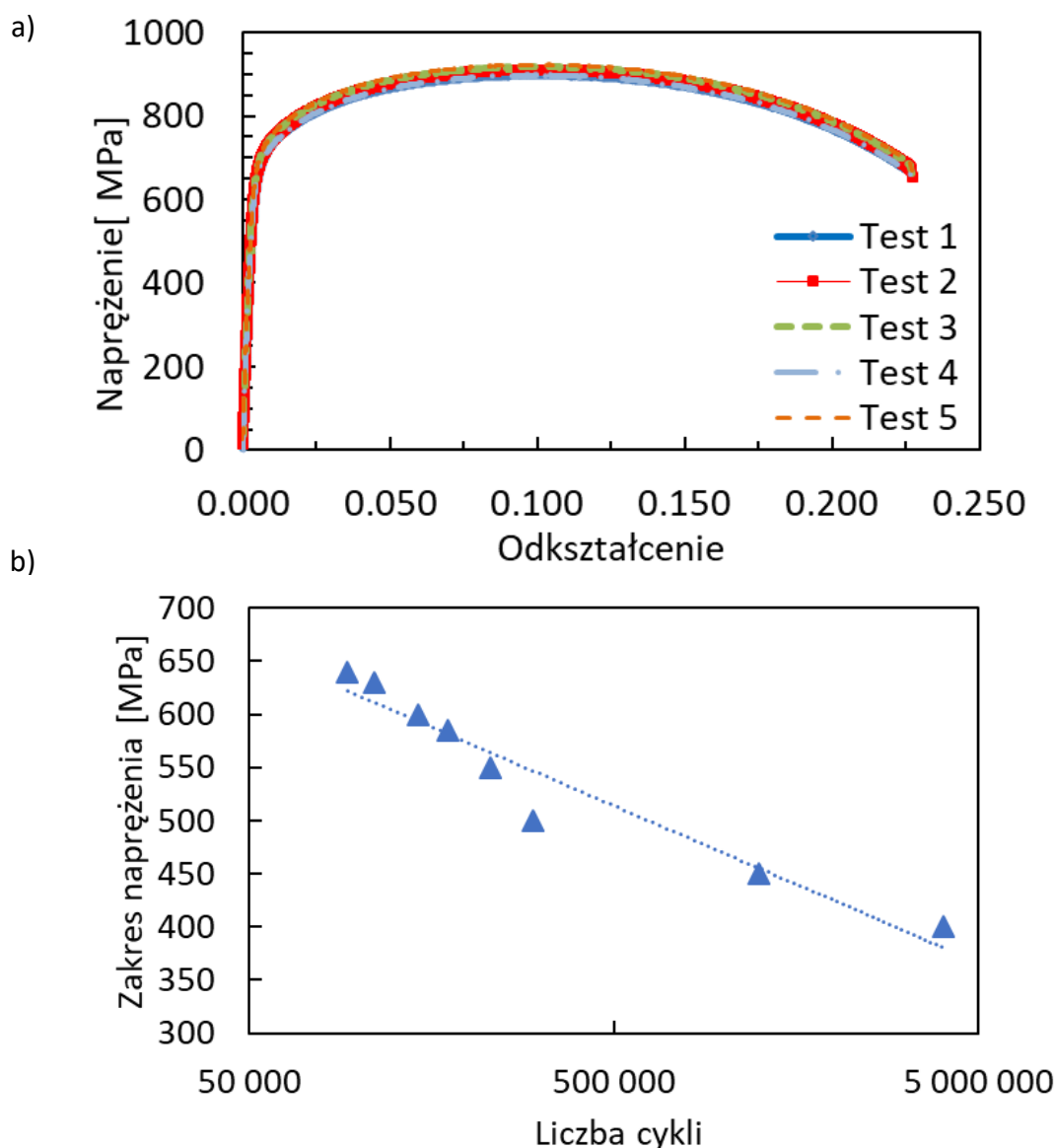
4.5 Badania procesu zmęczenia wspomagane metodami optycznymi

Pomiary odkształcenia z wykorzystaniem systemów optycznych zarówno ESPI, jak i DIC, wymagają zastosowania płaskiej powierzchni. Oczywiście możliwym byłoby użycie do tych badań próbek klepsydrycznych, jednak konieczna w tym wypadku byłaby adaptacja więcej niż jednego systemu pomiarowego celem obserwacji powierzchni próbki z dwóch różnych płaszczyzn. Z uwagi na niedogodności towarzyszące badaniom próbek klepsydrycznych z wykorzystaniem systemów optycznych wybrano próbki płaskie, które w badaniach zmęczeniowych obciążano wartościami sił odzerowo-tętniących dodatnich. Wybór ten nie był przypadkowy, gdyż w jego podjęciu kierowano się faktycznym zachowaniem rury ciepłowniczej w trakcie eksploatacji. Ponieważ rurociąg, z którego zostały wycięte próbki obciążany był ciśnieniem wewnętrznym, założono dwa możliwe rodzaje obciążenia warunkujące jego zachowanie: obciążenie symetryczne odpowiadające szokom termicznym pracującego elementu oraz obciążenie odzerowo-tętniące dodatnie reprezentujące oddziaływanie ciśnienia wewnętrznego na ściany elementu. Przyjęto, że ocena odpowiedzi zmęczeniowej materiału na skutek wspomnianych rodzajów obciążenia pozwoli w dużym stopniu odzwierciedlić zachowanie rurociągu pracującego w warunkach zbliżonych do codziennej jego eksploatacji.

Przed przystąpieniem do badań z wykorzystaniem optycznych metod pomiarowych, wybrane właściwości mechaniczne stali P91 określono na podstawie statycznych prób rozciągania przeprowadzonych na próbkach płaskich. Średnie wartości parametrów wyznaczonych z tych badań przedstawiono w Tab. 4.3. Wszystkie z nich są zbliżone do wartości sugerowanych przez normę PN 10216-2+A1:2020-05 [157]. Wyższe wartości R_m i A wynikają prawdopodobnie z obróbki cieplnej materiału w stanie dostawy. Zgodnie z danymi literaturowymi, temperatura normalizacji 1050°C i temperatura odpuszczania 760°C zapewniają najlepszą kombinację wytrzymałości i ciągliwości materiału [188], [189]. W kolejnym etapie programu eksperymentalnego przeprowadzono próby zmęczeniowe z różnymi wartościami amplitudy naprężenia. Na Rys. 4.11b przedstawiono krzywą S-N podsumowującą uzyskane wyniki. Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego był monitorowany przy użyciu technik ESPI i DIC.

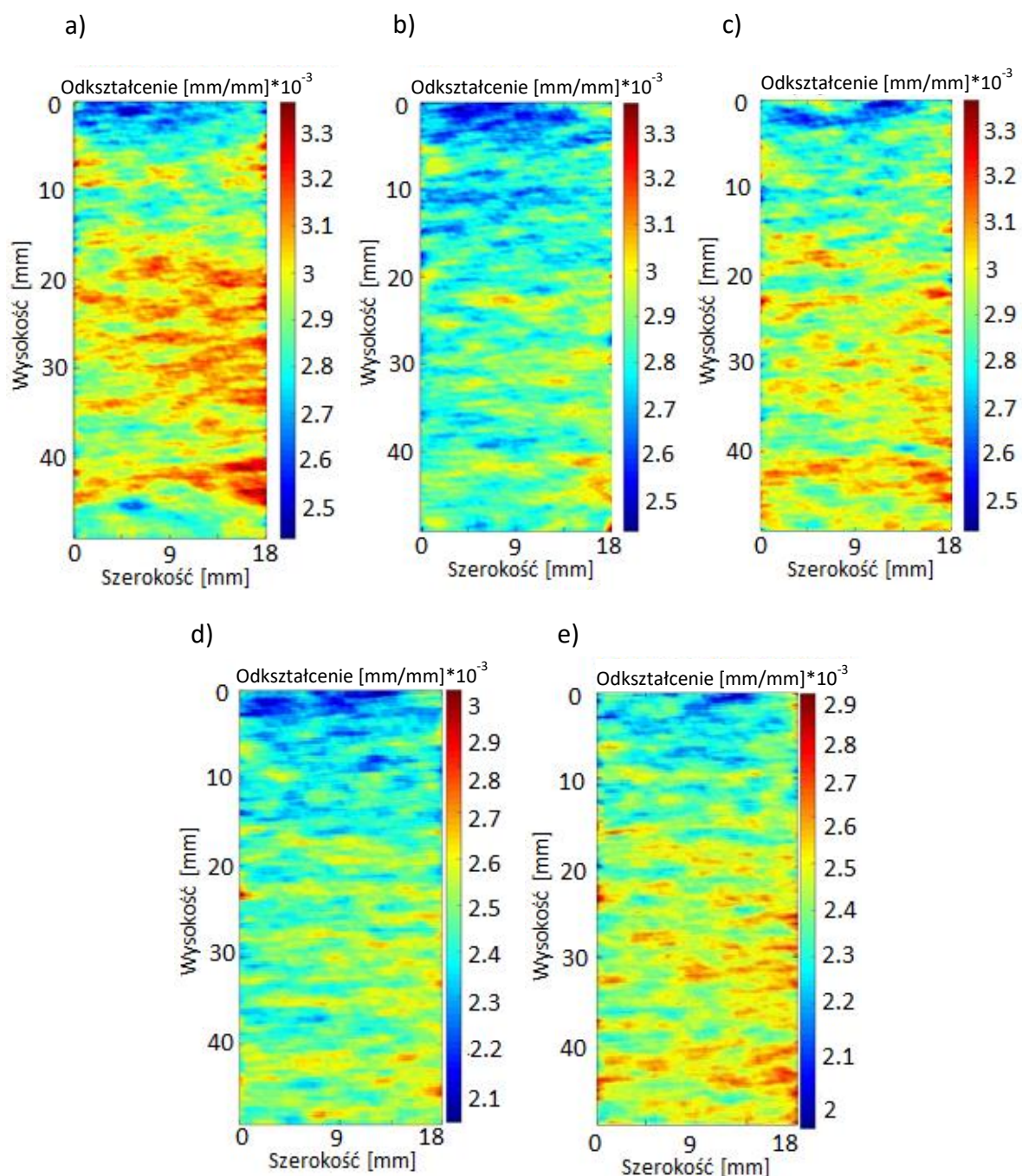
Tab. 4.3 Parametry mechaniczne stali P91 uzyskane w eksperymencie oraz według Polskich Norm PN 10216-2+A1:2020-05 [157].

	R_m [MPa]	$R_{0.2}$ [MPa]	A [%]	E (GPa)
Stan dostawy	900 (± 16)	661 (± 9)	23 (± 1)	210 (± 5)
PN: 10216-2:2004	630-830	>450	17-19	-



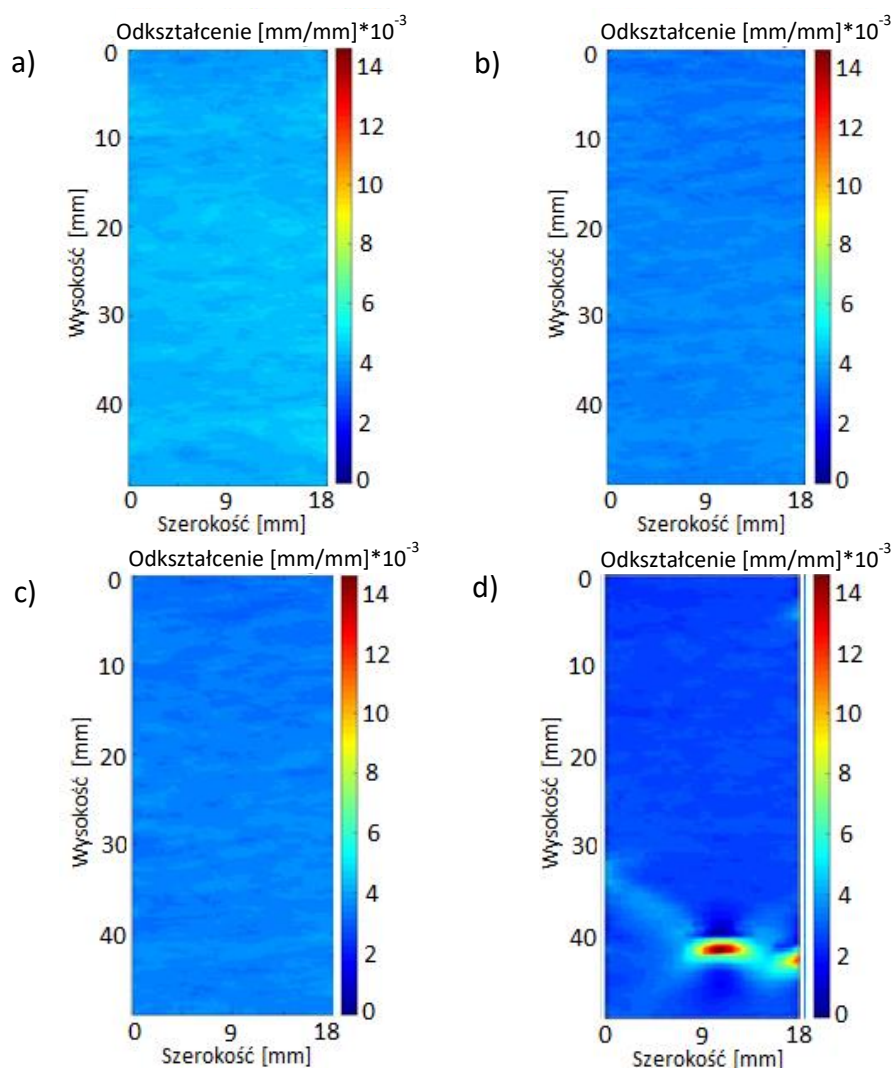
Rys. 4.11 Charakterystyki rozciągania (a) i wykres Wöhlera (b) dla stali P91 w stanie dostawy.

Przykładowe pomiary ESPI dla zakresu naprężenia równego 500 MPa po wybranej liczbie cykli aż do pęknięcia próbki przedstawiono na Rys. 4.12. Poszczególne obszary kumulacji odkształcenia przedstawiono na mapach rozkładu odkształcenia w kolorze ciemnoczerwonym. Obszar podwyższonej kumulacji odkształcenia zaobserwowano już po pierwszym cyklu w dolnej części próbki (Rys. 4.12a), co wskazuje na pewien wpływ siły zastosowanej w uchwytach maszyny wytrzymałościowej. Jednak po 1000 cyklach (Rys. 4.12b) rozkład odkształcenia na powierzchni próbki stabilizuje się, prawdopodobnie w wyniku ułożenia próbki w uchwytach maszyny wytrzymałościowej. Wzrost kumulacji odkształcenia w dolnej części próbki w kolejnych cyklach (Rys. 4.12c-e) prowadził do intensyfikacji uszkodzenia zmęczeniowego. Potencjalne obszary inicjacji pęknięć stwierdzono po 225 000 cykli w dolnej części próbki. Jednak pomiar wykonany tuż przed pęknięciem (Rys. 4.13d) wskazywał na inny obszar niż obserwowany w poprzednim pomiarze.



Rys. 4.12 Pomiary ESPI wykonane dla zakresu amplitudy naprężenia równego 500 MPa ze zmienną skalą po: 1 cyklu (a); 1 000 cyklach (b); 10 000 cyklach (c); 100 000 cyklach (d); 225 000 cyklach (e).

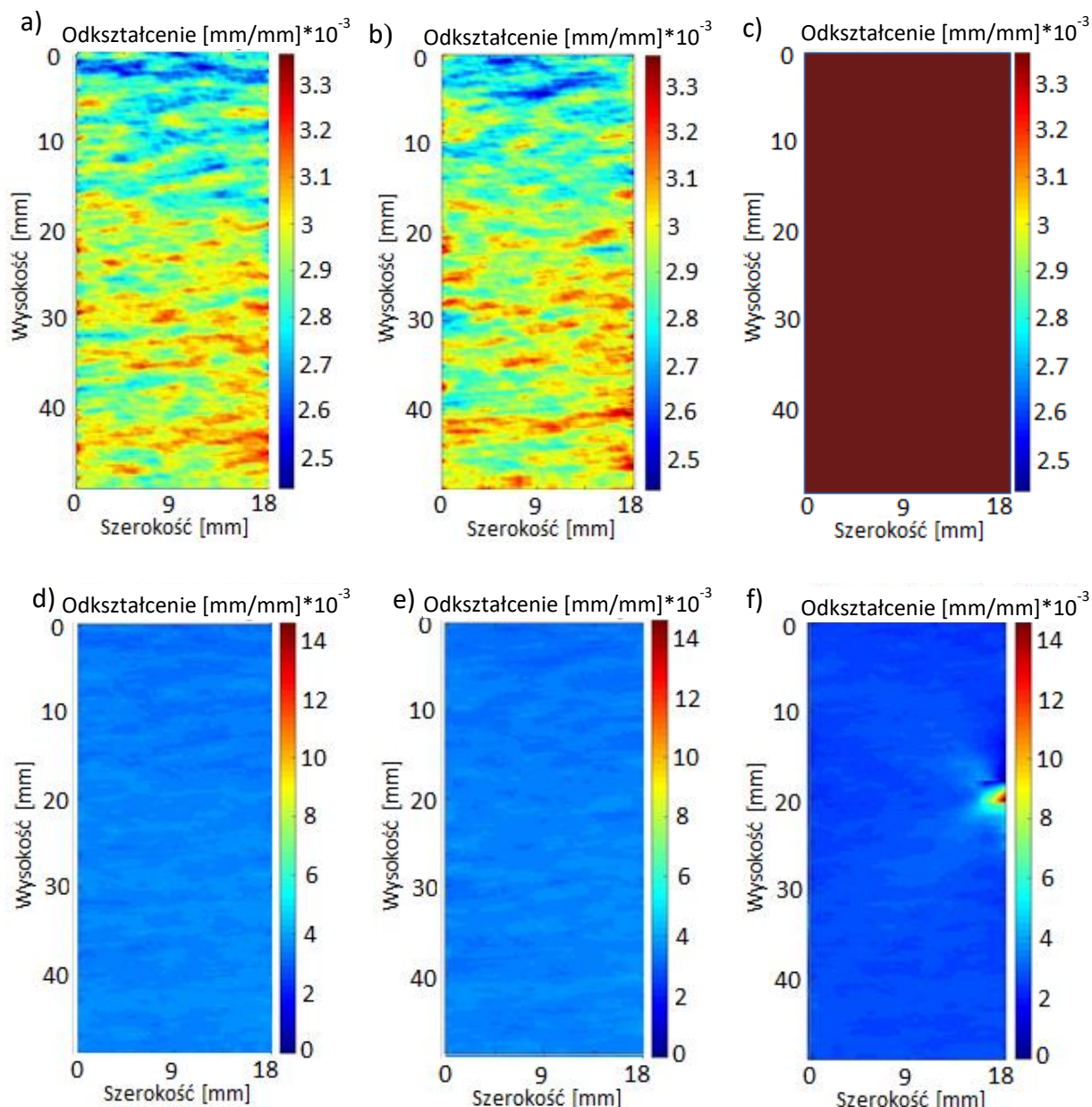
Aby jednoznacznie przedstawić miejsce pęknięcia na próbce zastosowano różną skalę odkształcenia na każdym zdjęciu. Należy nadmienić, że ujednolicenie skali odkształcenia od 0 do 14×10^{-3} nie pozwoliło zaobserwować żadnych wyraźnych oznak rozkładu kumulacji odkształcenia (Rys. 4.13), jedynie na ostatnich zdjęciach przed zerwaniem widoczne było pole dużego odkształcenia.



Rys. 4.13 Pomiary ESPI wykonane dla amplitudy naprężenia równego 500 MPa przy zunifikowanej skali po : 1 cyklu (a); 100 000 cyklach (b); 225 000 cyklach (c); 245 737 cyklach (d).

W celu wyeliminowania ewentualnego błędu pomiarowego przeprowadzono dodatkowe pomiary w tych samych warunkach (Rys. 4.14). Po 100 000 cyklach (Rys. 4.14a) nastąpiła kumulacja odkształcenia w obszarze prawej dolnej części próbki. Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego i jednocześnie wzrost wartości odkształcenia w tym obszarze po 250 000 cyklach wskazywał, że pęknięcie powinno nastąpić w tym właśnie rejonie (Rys. 4.14b). Jednak inicjacja pęknięcia nastąpiła w środkowej części mierzonego odcinka i nie udało się jej wykryć przed pęknięciem próbki (Rys. 4.14c, f).

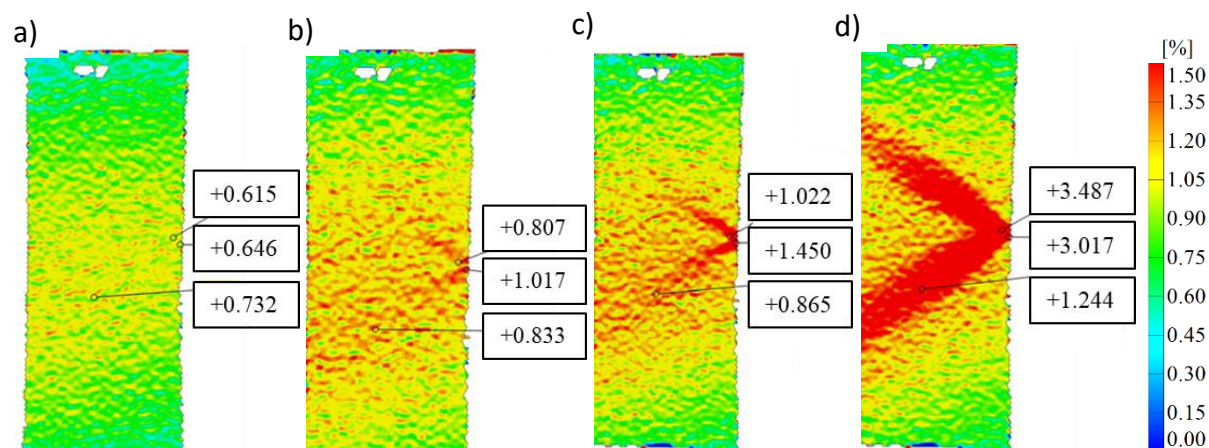
Również w przypadku unifikacji skali odkształcenia nie udało się zaobserwować mierzalnego rozkładu odkształcenia, pozwalającego w sposób jednoznaczny wskazać miejsca potencjalnego pęknięcia (Rys. 4.14d-e). Każda z próbek uległa pęknięciu w ciągu 1000 cykli od inicjacji uszkodzenia. Należy podkreślić, że pomiary ESPI przeprowadzono również dla trzech innych wartości amplitudy naprężenia wynoszących 550 MPa, 600 MPa i 630 MPa, ale niestety, zaobserwowano te same trudności w optycznej detekcji pęknięć. Dlatego też przedstawiono jedynie mapy odkształcenia dla 500 MPa.



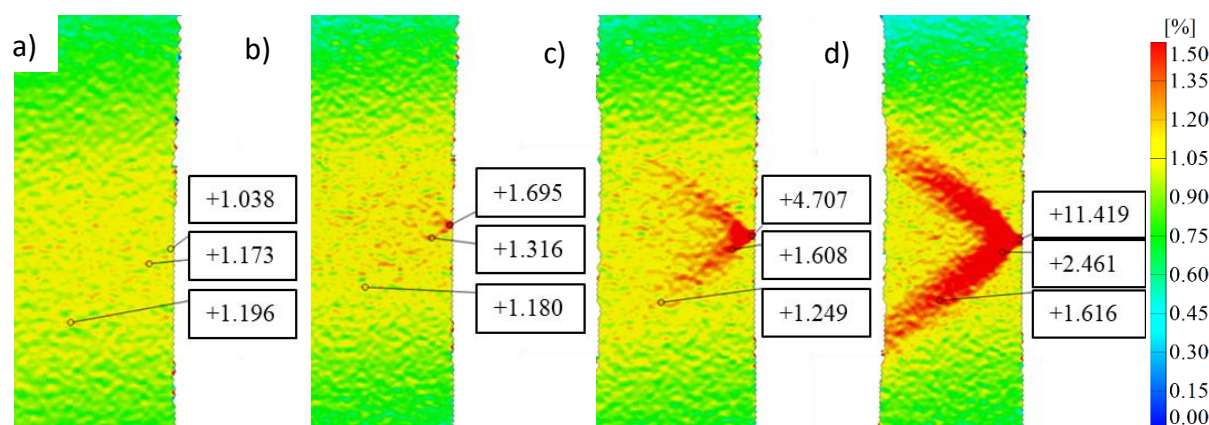
Rys. 4.14 Porównanie pomiarów ESPI wykonanych dla amplitudy naprężenia równego 500 MPa przy zawężonej skali po: 100 000 cyklach (a); 250 000 cyklach (b); 299 207 cyklach (c); oraz przy rozszerzonej skali po: 100 000 cyklach (d); 250 000 cyklach (e); 299 207 cyklach (f).

W celu sprawdzenia możliwości zastosowania metodologii DIC, wykonano pomiary dla tego samego zakresu naprężenia, co w przypadku zastosowanej amplitudy naprężenia przy pomiarach ESPI, tj. 500 MPa po wybranej liczbie cykli aż do momentu pęknięcia próbki. W przeciwieństwie do pomiarów ESPI, technika DIC umożliwiła lokalizację obszaru kumulacji odkształcenia już po pierwszym cyklu (Rys. 4.15a). Dalsza ewolucja uszkodzenia zmęczeniowego do 100 000 cykli pozwoliła na dokładne wskazanie obszaru potencjalnej inicjacji pęknięcia (Rys. 4.15b) oraz umożliwiła monitorowanie jego rozwoju (Rys. 4.15c-d) aż do momentu pęknięcia. Efektywność metody DIC potwierdzono wykonując dodatkowe pomiary dla zakresu wartości amplitudy naprężenia równego 600 MPa, 630 MPa i 640 MPa (Rys. 4.16-Rys. 4.18). W każdym z pomiarów, po początkowej liczbie cykli zmęczeniowych,

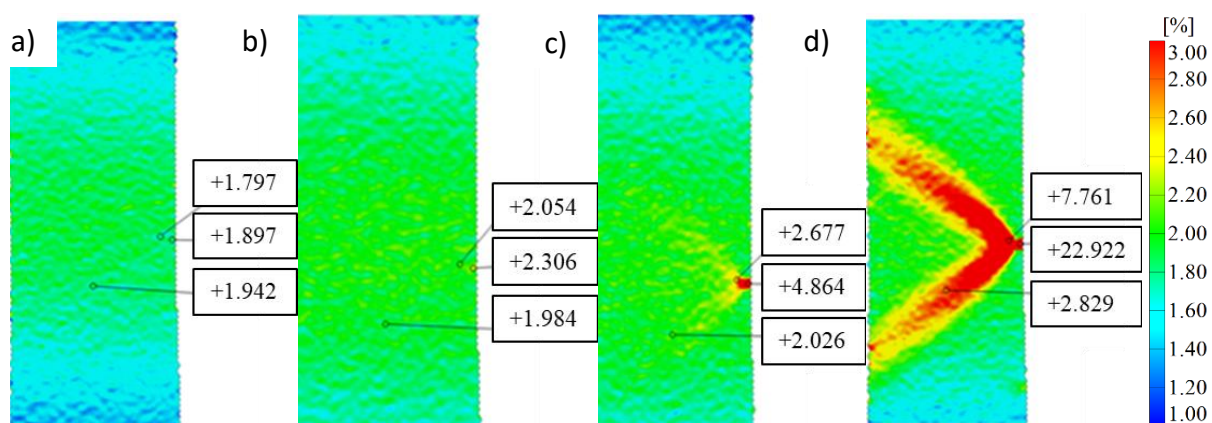
dokładnie uchwycono obszar potencjalnej inicjacji pęknięcia, a próbki pękały dokładnie w tym określonym rejonie. Należy jednak wspomnieć, że zastosowanie najwyższych wartości zakresu naprężenia wymagało modyfikacji skali w celu wyraźnego przedstawienia rozkładu odkształcenia.



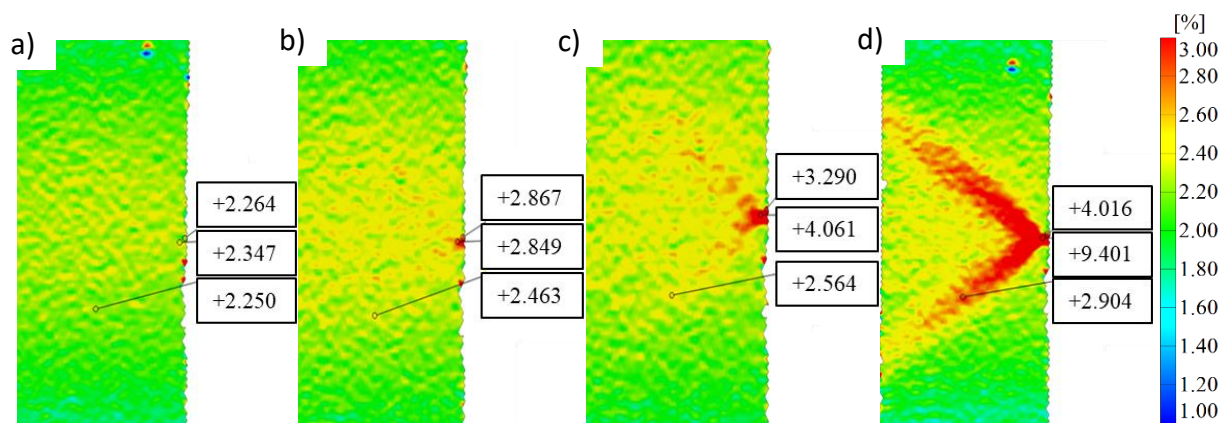
Rys. 4.15 Pomiary DIC wykonane dla amplitudy naprężenia równego 500 MPa z ujednoliconą skalą po : 1 cyklu (a); 100 000 cyklach (b); 250 000 cyklach (c); 301 251 cyklach (d).



Rys. 4.16 Pomiary DIC wykonane dla amplitudy naprężenia równego 600 MPa z ujednoliconą skalą po: 50 cyklach (a); 130 000 cyklach (b); 138 000 cyklach (c); 144 000 cyklach (d).



Rys. 4.17 Pomiary DIC wykonane dla amplitudy naprężenia równego 630 MPa z ujednoliconą skalą po: 50 cyklach (a); 50 000 cyklach (b); 95 000 cyklach (c); 110 000 cyklach (d).

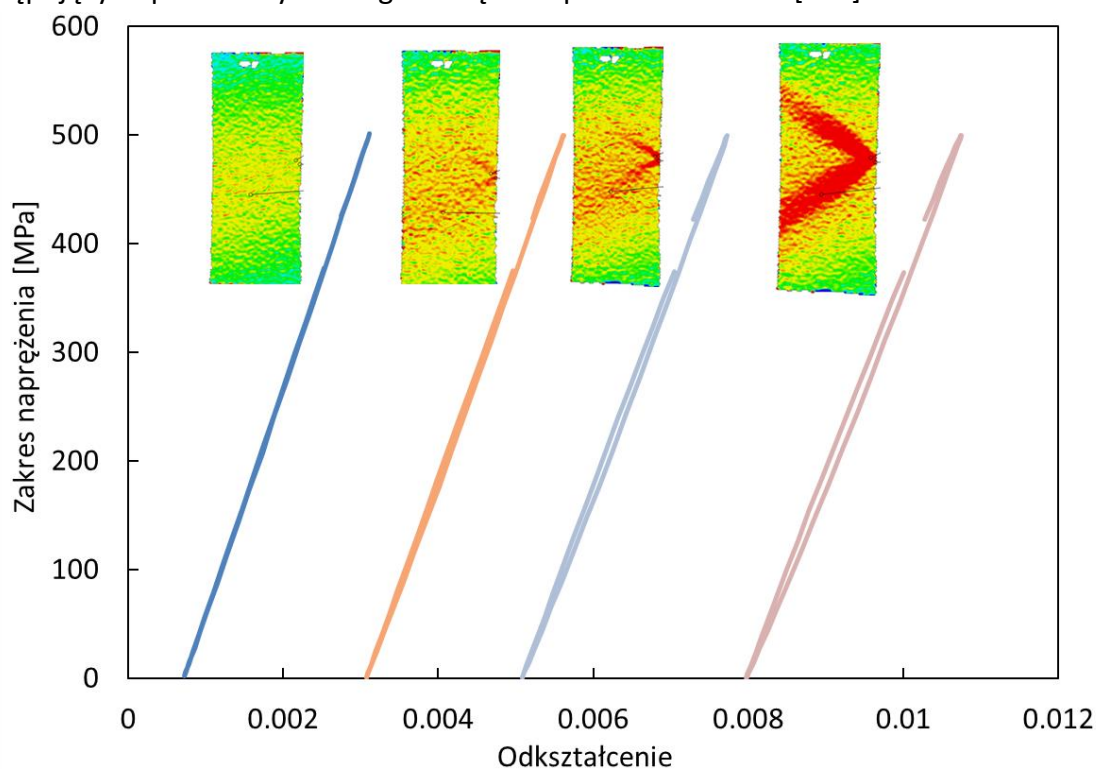


Rys. 4.18 Pomiary DIC wykonane dla amplitudy naprężenia równego 640 MPa z ujednoliconą skalą po: 30 cyklach (a); 8 750 cyklach (b); 61 250 cyklach (c); 92 489 cyklach (d).

4.6 Analiza możliwości wykorzystania systemu ESPI i DIC w monitorowaniu rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego

Podczas badań zauważono, że pierwsze pomiary wykonane metodą ESPI były zawsze obarczone błędem występowania dużych wartości odkształcenia spowodowanych zaciśnięciem próbki w uchwytach maszyny hydraulicznej. Podczas realizacji badań zmęczeniowych bez zastosowania systemów optycznych nie ma możliwości wizualnej identyfikacji tego problemu, co pokazuje konieczność dokładnej kontroli siły zacisku podczas montażu próbki. Z drugiej strony, obie metody są bardzo wrażliwe na koncentrację naprężenia na krawędzi próbki. Stosunkowo duże wartości odkształcenia występujące na krawędzi w porównaniu do wartości odkształcenia w obszarze pomiarowym nie pozwalają na zastosowanie jednolitej skali do prezentacji wyników. Problem ten jest znacznie poważniejszy podczas pomiarów ESPI, ponieważ rozkład odkształcenia w czasie rozwoju uszkodzenia obserwowany na powierzchni próbki pozostawał na podobnym poziomie, aż do momentu pęknięcia próbki, a więc identyfikacja potencjalnego obszaru pęknięcia była istotnie utrudniona. Koncentracja naprężenia na krawędziach próbki jest również obserwowana podczas pomiarów DIC, jednak metoda ta pozwala zlokalizować obszar potencjalnego pęknięcia we wczesnej fazie rozwoju zmęczenia. Wysoka czułość metody ESPI nie pozwala na skuteczne monitorowanie rozwoju zmęczenia nawet w skali laboratoryjnej. Drgania pochodzące z hydraulicznych maszyn wytrzymałościowych oraz hałas generowany z otoczenia znacząco wpływają na wyniki pomiarów, a w konsekwencji znacznie ograniczają możliwości zastosowania tej metody. Z kolei technika DIC pozwala na wykrycie obszaru o znacznie większej kumulacji odkształcenia już na początku badania. Dodatkowo metoda DIC może być z powodzeniem wykorzystana do identyfikacji pęknięć na nieregularnych powierzchniach. Qvale i współautorzy [190] wykorzystali technikę cyfrowej korelacji obrazu do identyfikacji inicjacji pęknięć i wczesnego wzrostu pęknięć na skorodowanych powierzchniach morskiego łańcucha cumowniczego. Metodyka monitorowania rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych DIC może być wykorzystana wraz z procedurą przedstawioną w pracy [191], w której

z powodzeniem zastosowano aproksymację wykładnika potęgowego odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D , do wyznaczenia trwałości zmęczeniowej stali P91. Połączenie tych metodyk przedstawiono na Rys. 4.19 i Rys. 4.20, gdzie dla zakresu naprężenia 500 MPa przedstawiono ewolucję parametru uszkodzenia zmęczeniowego D w funkcji liczby cykli do zniszczenia. Szczegółowy opis rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego wyrażonego ewolucją parametru uszkodzenia zmęczeniowego D związanego z mechanizmami odkształcenia i ewolucją mikrostruktury występującymi podczas cyklicznego obciążenia przedstawiono w [191].

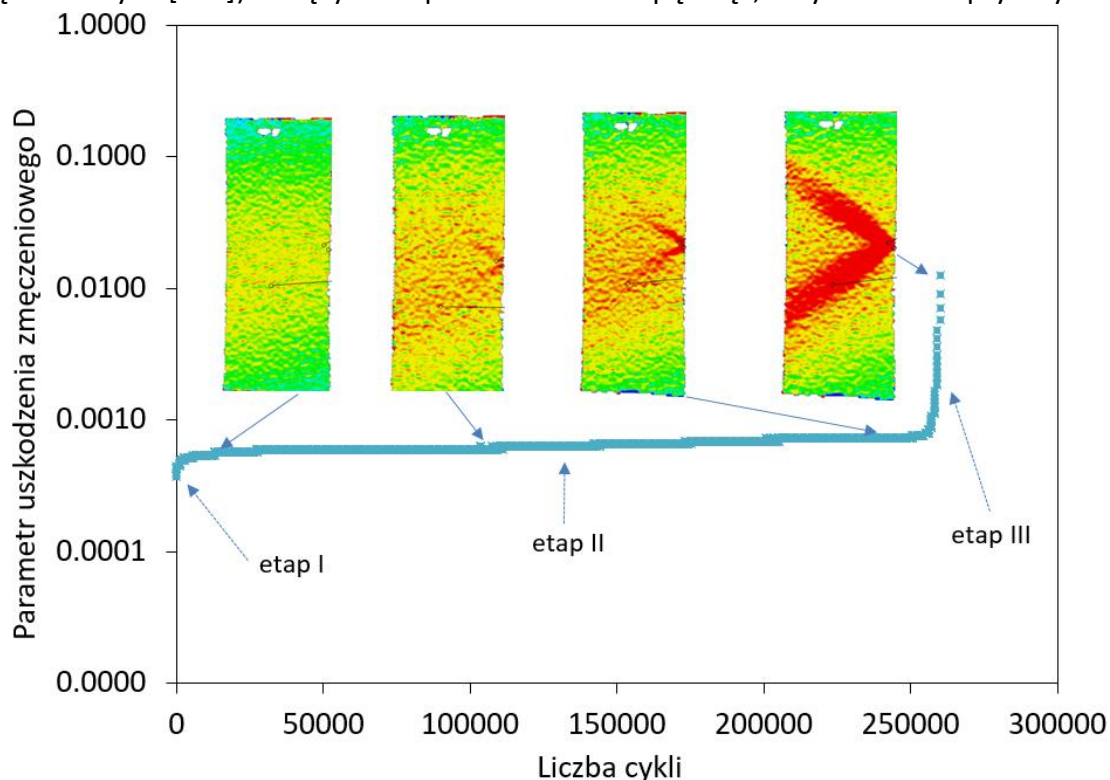


Rys. 4.19 Pętle histerezy dla amplitudy naprężenia 500 MPa skorelowane z pomiarami DIC wykonanymi po 1, 100 000, 250 000 i 301 251 cyklach.

Na Rys. 4.20 przedstawiono dodatkową próbę korelacji pomiarów DIC z ewolucją parametru uszkodzenia zmęczeniowego D opracowaną dla następujących liczebności cykli: 1; 100 000; 250 000; oraz 301 251. Stwierdzono, że mikrostruktura martenzytu odpuszczonego sprzyja zarodkowaniu mikropęknięć podczas zmęczenia. Taka mikrostruktura znacznie przyspiesza dynamikę procesu uszkodzenia w pierwszym etapie odkształcenia, a ponadto, w środkowym przekroju długości pomiarowej łatwo można stwierdzić lokalną kumulację odkształcenia.

Dalszy rozwój uszkodzenia w kolejnych etapach umożliwił identyfikację obszaru potencjalnego pęknięcia, oraz dodatkowo potwierdzono w końcowym, trzecim etapie uszkodzenia, w którym gwałtowny wzrost makropęknięć wynikał z akumulacji odkształcenia, a ich późniejsza propagacja w postaci pęknięcia dominującego doprowadziła do dekohezji materiału. Stwierdzono, że obie te metody, DIC i aproksymacja parametru D wykładnikiem potęgowym, pozwalają na ujawnienie dynamiki procesu degradacji w pierwszym etapie zmęczenia do 1000 cykli, a więc mogą być bardziej efektywne niż konwencjonalne podejście

oparte na krzywej S-N. Korelacja tych metod może być również skutecznie wykorzystana do wykrywania inicjacji pęknięć zmęczeniowych oraz fizycznego modelowania inicjacji pęknięć zmęczeniowych [192]. Należy podkreślić, że wyniki eksperymentalne przedstawione w [192] były również zgodne z wcześniejszymi badaniami autorów [191], w których inicjacja pęknięć zmęczeniowych była również związana z inkluzjami wewnątrz materiałów. Dodatkowo, taka metodyka mogłaby być z powodzeniem stosowana jako alternatywne podejście w stosunku do znanych metod badań nieniszczących (ultradźwiękowych, emisji akustycznej [193], metod wiropływowych, [194] czy nawet probabilistycznych metod przewidywania inicjacji pęknięć zmęczeniowych [195]) służących do pomiaru wzrostu pęknięć, w tym metod optycznych.



Rys. 4.20 Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego dla amplitudy naprężenia 500 MPa wyrażony przez ewolucję parametru uszkodzenia zmęczeniowego D skorelowanego z pomiarami DIC wykonanymi po 1, 100 000, 250 000 i 301 251 cyklach.

4.7 Podsumowanie

W rozdziale przedstawiono wyniki badań zmęczeniowych przeprowadzonych dla dwóch stanów stali energetycznej P91 – stanu dostawy i po długotrwałej eksploatacji. Omówiono również szczegółowo efektywną metodykę opracowania danych eksperymentalnych. Dostarcza ona pełniejszej wiedzy o procesie zmęczenia niż ta, którą dostarcza krzywa S-N. W porównaniu z podejściem opartym na krzywej S-N, przedstawiona metodyka identyfikuje główne mechanizmy uszkodzenia materiału. Stwierdzono, że zaproponowana metodyka może być traktowana jako podejście uzupełniające do krzywej S-N. Na podstawie analizy eksperymentalnej i zaproponowanej metodyki stwierdzono, że granica cyklicznej amplitudy naprężenia materiału eksploatowanego przez 80 000h w temperaturze 540°C oraz ciśnieniu wewnętrznym 2,9 MPa zmniejszyła się o 20%. Ponadto, stwierdzono wzrost odkształcenia

trwałego materiału po eksploatacji, co może być związane z procesami dyfuzyjnymi zachodzącymi w rurociągu w warunkach eksploatacji. Przetrzymywanie materiału w wysokiej temperaturze doprowadziło do przebudowy mikrostrukturalnej stali, a następnie powstania nowych wtrąceń, które znacznie obniżyły jej właściwości. Zaproponowana w badaniach ocena ilościowa ujawniła dynamikę zachodzenia procesu degradacji materiału, zwłaszcza w pierwszym etapie zmęczenia do 1000 cykli. Metoda ta wydaje się być skuteczna w przewidywaniu granicznej wartości amplitudy naprężenia zmęczeniowego i może służyć jako skuteczny wskaźnik rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego.

W rozdziale zaproponowano wykorzystanie dwóch różnych optycznych technik pomiarowych (ESPI i DIC) w badaniu próbek stalowych poddanych obciążeniom zmęczeniowym w zakresie naprężenia od 400 MPa do 640 MPa. Techniki te oceniono pod względem ich skuteczności w monitorowaniu rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych w stali energetycznej P91. Stwierdzono, że DIC, w przeciwieństwie do ESPI, umożliwia monitorowanie zachowania zmęczeniowego i precyzyjne wskazanie obszaru potencjalnego uszkodzenia we wczesnej fazie jego rozwoju. Głównym ograniczeniem stosowania techniki ESPI jest jej wysoka czułość, która powoduje wiele trudności podczas pracy z serwohydraulicznymi maszynami wytrzymałościowymi. Maszyny takie podczas eksperymentów generują drgania o wysokiej częstotliwości spowodowane przepływem oleju zasilającego układy obciążające maszyny. Drgania te znacznie zakłócają pracę kamer ESPI i zawężają ich możliwości pomiarowe. Z uwagi na ograniczenia tej techniki zdecydowano, że w dalszych badaniach rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego wykorzystana zostanie jedynie technika DIC.

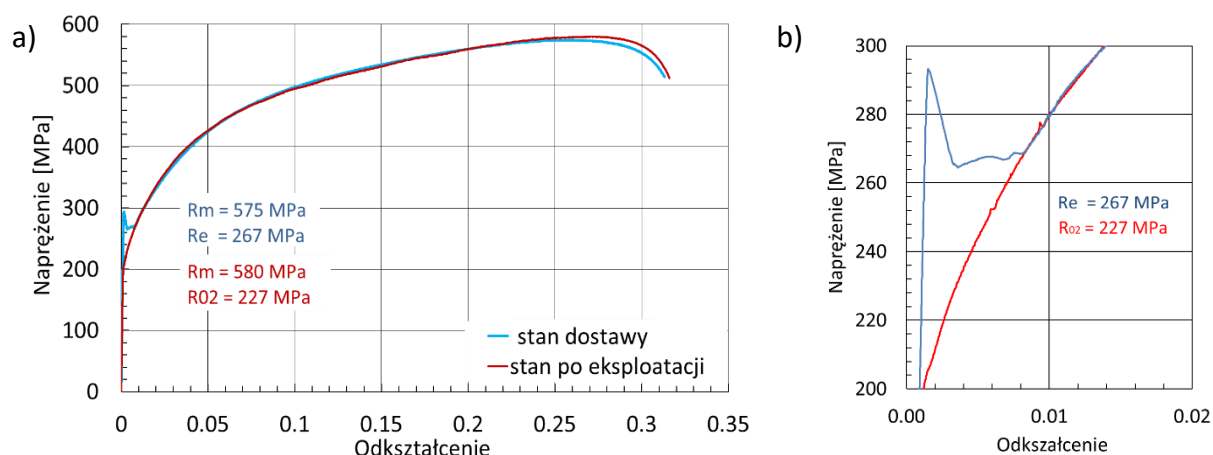
5 Propozycja kompleksowej analizy rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych na przykładzie stali 10CrMo9-10 (10H2M)

Po dokonaniu wstępnej oceny możliwości wykorzystania optycznych metod pomiarowych w analizie rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego oraz zweryfikowaniu efektywności ilościowej oceny z wykorzystaniem mierzalnych parametrów czułych na rozwój uszkodzenia zaproponowano kompleksową metodologię uwzględniającą obie metodyki w określeniu wpływu długotrwałej degradacji (280 000 h) na właściwości mechaniczne oraz dynamikę rozwoju uszkodzenia stali 10H2M. W pierwszym etapie przeprowadzono klasyczne, niszczące testy wytrzymałościowe celem oceny podstawowych parametrów wytrzymałościowych w trakcie próby rozciągania oraz późniejszego wyznaczenia wykresu S-N. Uzyskane wyniki eksperymentalne poddano analizie w celu oceny ilościowej rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych próbek symetrycznych w reżimie wysokocyklowym pod obciążeniem symetrycznym dla wyznaczenia dynamiki rozwoju uszkodzenia na podstawie ewolucji odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D w funkcji liczby cykli celem określenia granicznej wartości amplitudy naprężenia zmęczeniowego.

Następnie, przeprowadzono badania zmęczeniowe w reżimie nisko i wysokocyklowym pod wpływem zadanych obciążeń odzerowo-tętniących dodatnich monitorowanych przez system DIC. Zaproponowano ilościową analizę oceny stopnia uszkodzenia materiału na podstawie rozkładu odkształcenia dla 6 różnych profili wzdłuż i w szerz części pomiarowej próbki. Dodatkowo porównano rozkład odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej oraz zobrazowano ewolucję profilu odkształcenia poprowadzonego wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia. Finalnie, dokonano korelacji ilościowej oceny rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych z wykorzystaniem mierzalnych wskaźników uszkodzenia z pomiarami z wykorzystaniem DIC celem porównania dynamiki rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego.

5.1 Badania początkowych właściwości mechanicznych stali 10H2M z wykorzystaniem próbek klepsydrycznych

Reprezentatywną charakterystykę wytrzymałościową stali 10H2M w stanie dostawy i po eksploatacji otrzymaną w próbie jednoosiowego rozciągania przedstawiono na Rys. 5.1a. Średnie wartości parametrów wyznaczonych z tych badań przedstawiono w Tab. 5.1. Wyniki prób wykazały znaczne obniżenie granicy plastyczności o około 86 MPa dla stali po długotrwałej eksploatacji. Natomiast wytrzymałość na rozciąganie i plastyczność pozostały na podobnym poziomie. Niemniej jednak, parametry te nadal mieściły się w zakresie normy PN-75/H-84024 [161] dla obu typów próbek.



Rys. 5.1 Reprezentatywne krzywe rozciągania dla stali 10H2M w stanie dostawy i po eksploatacji (a); powiększony obszar charakterystyki pokazujący różnice w przebiegu rozciągania w zależności od stanu materiału (b).

Stwierdzono, że stal 10H2M poddana długotrwałemu procesowi eksploatacji nie zmieniła istotnie wszystkich właściwości wytrzymałościowych przy rozciąganiu. Moduł Younga, wytrzymałość na rozciąganie oraz wydłużenie względne praktycznie pozostały na tym samym poziomie, co dla materiału w stanie dostawy (Rys. 5.1a). Z kolei wartość granicy plastyczności uległa znacznemu obniżeniu, a co więcej materiał eksploatowany nie wykazywał fizycznych granic plastyczności (górna lub dolna względnie wyraźna granica plastyczności) i stąd przejście ze stanu sprężystego w plastyczny należało określić za pomocą umownej granicy plastyczności (Rys. 5.1b). Jej wartość, jak już wspomniano, była istotnie niższa od wyraźnej granicy plastyczności stali w stanie dostawy. Zjawisko to może być związane ze zmniejszeniem objętości ferrytu, a następnie zwiększeniem objętości fazy martenzytu w eksploatowanej stali [196].

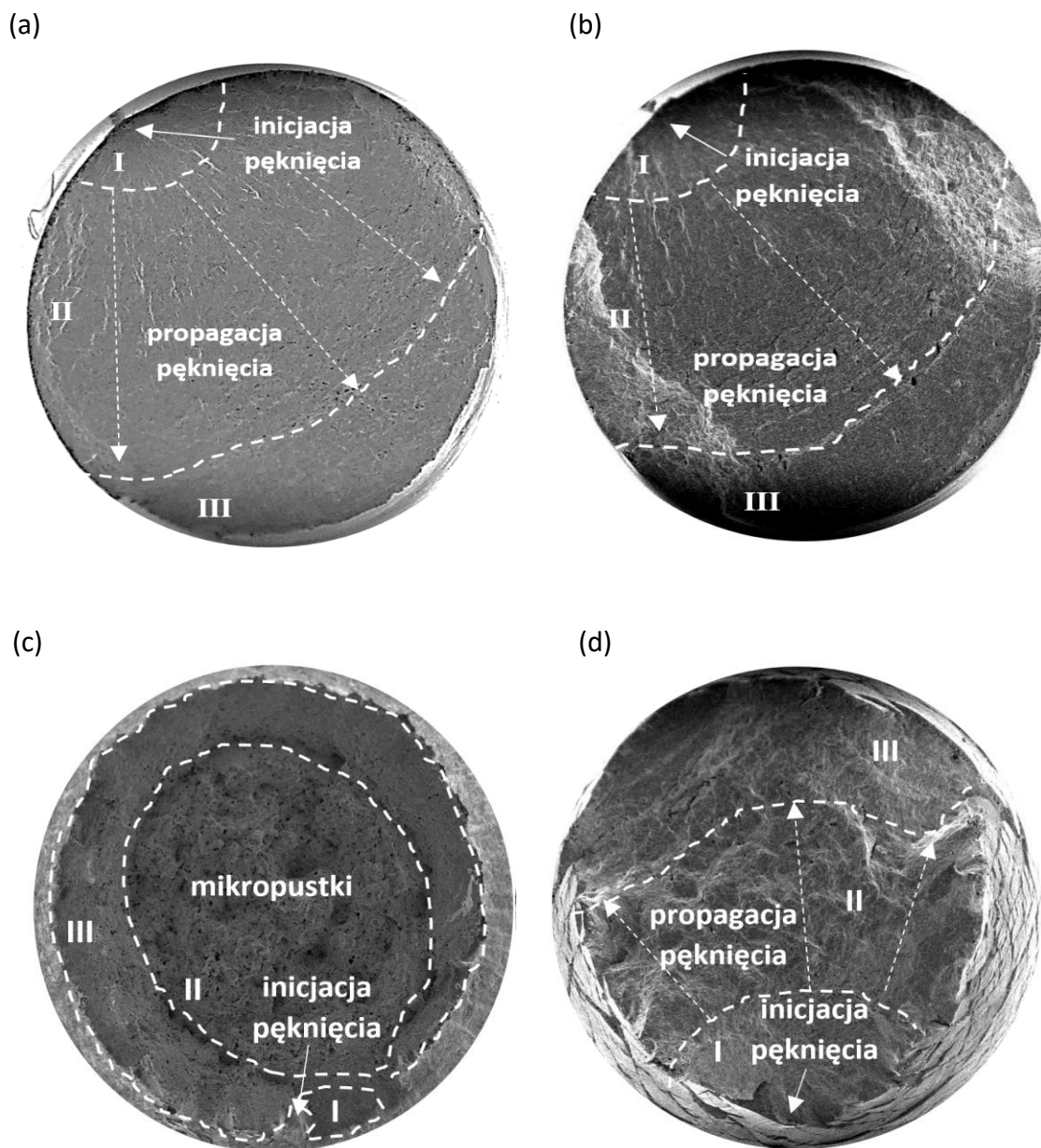
Tab. 5.1 Parametry mechaniczne stali 10H2M przed i po eksploatacji oraz wg Polskiej Normy PN-75/H-84024 [161]

	R_m [MPa]	$R_e/R_{0.02}$ [MPa]	A [%]
Stan dostawy	575(±5)	267(±4)	32(±1)
280 000 godzin eksploatacji	580(±5)	227(±3)	34(±1)
PN-75/H-84024	> 415	>205	> 30

5.2 Analiza mikrostrukturalna rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych stali 10H2M

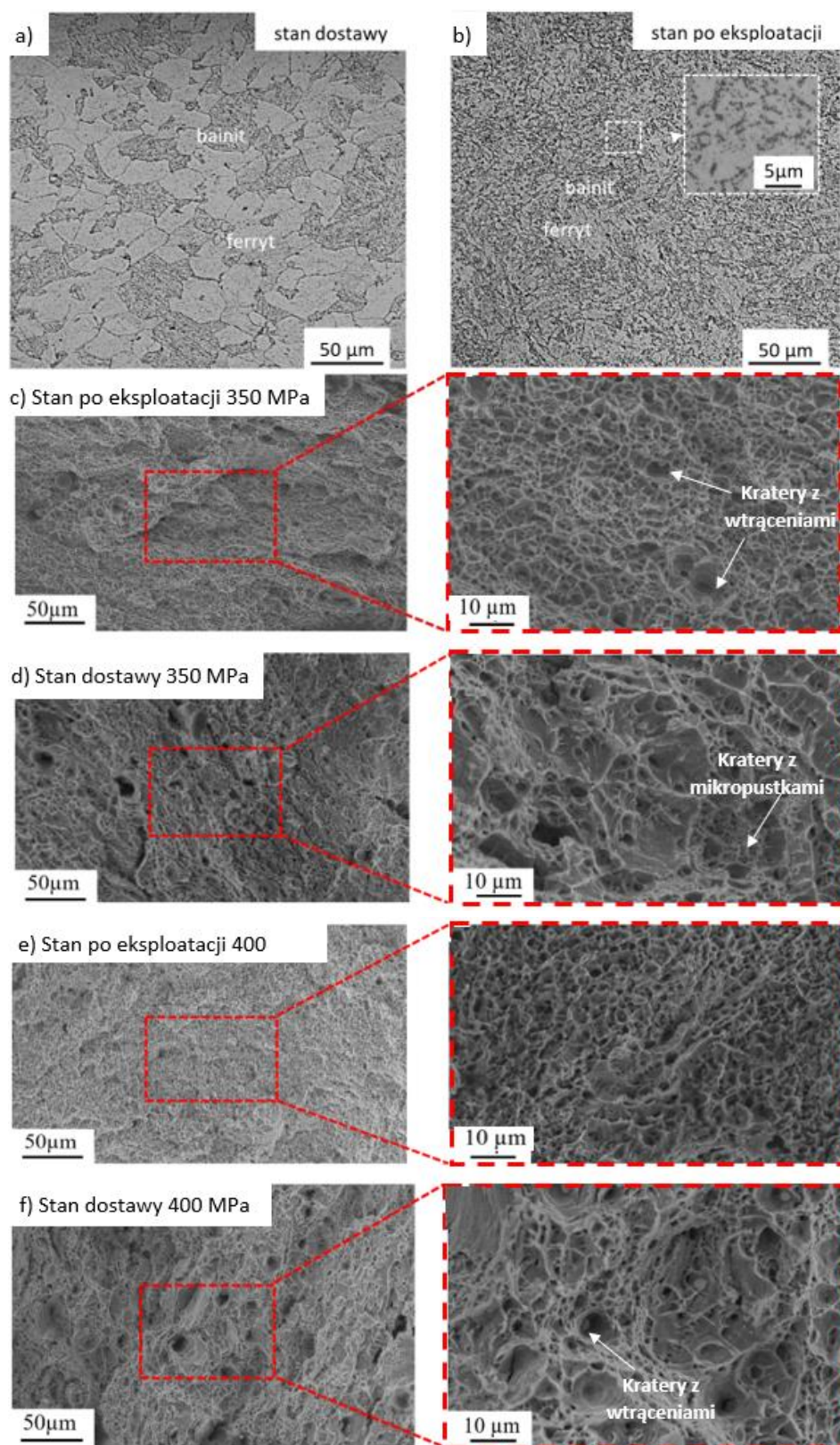
Po badaniach zmęczeniowych przeprowadzono analizę powierzchni przełomów. Charakterystyczne morfologie powierzchni pęknięć obserwowane dla wszystkich próbek obejmowały: obszar inicjacji pęknięcia z mikropęknięciami wzdłuż kierunku jego propagacji i stosunkowo płaską powierzchnią przełomu (I na Rys. 5.2), obszar propagacji z mikropustkami i wgłębieniami (oznaczony jako II na Rys. 5.2) oraz obszar dołamania (oznaczony jako III) [162]. Obszary inicjacji pęknięć występowały głównie na krawędzi próbki, a więc w miejscach, gdzie występuje koncentracja naprężenia spowodowana wadami podpowierzchniowymi lub wtrąceniami niemetalicznymi [196]. W obszarze propagacji charakteryzującym się

mikropustkami znajdowały się również pęknięcia wtórne, które powstały w wyniku łączenia się porów [197]. Natomiast ciągłą powierzchnię pęknięcia, z większym udziałem drobnych morfologicznych pustek w postaci kraterów i wtrąceń niemetalicznych, zaobserwowano dla materiału w stanie dostawy po badaniach przy amplitudzie naprężenia równym 400 MPa.



Rys. 5.2 Powierzchnia pęknięcia próbki w stanie dostawy (a) i eksploatowanym (b) po badaniu przy amplitudzie naprężenia 320MPa; powierzchnia pęknięcia próbki w stanie dostawy (c) i eksploatowanym (d) po badaniu przy amplitudzie naprężenia 400MPa.

Czas eksploatacji stali przez 280 000 godzin w temperaturze 540°C i ciśnieniu wewnętrznym 2,9 MPa doprowadził do nadmiernej degradacji jej mikrostruktury (Rys. 5.3). Wyeksploatowany materiał charakteryzował się strukturą bainityczną, niewielką ilością ferrytu oraz wytrąconymi węglkami skupionymi na granicach ziaren [163].

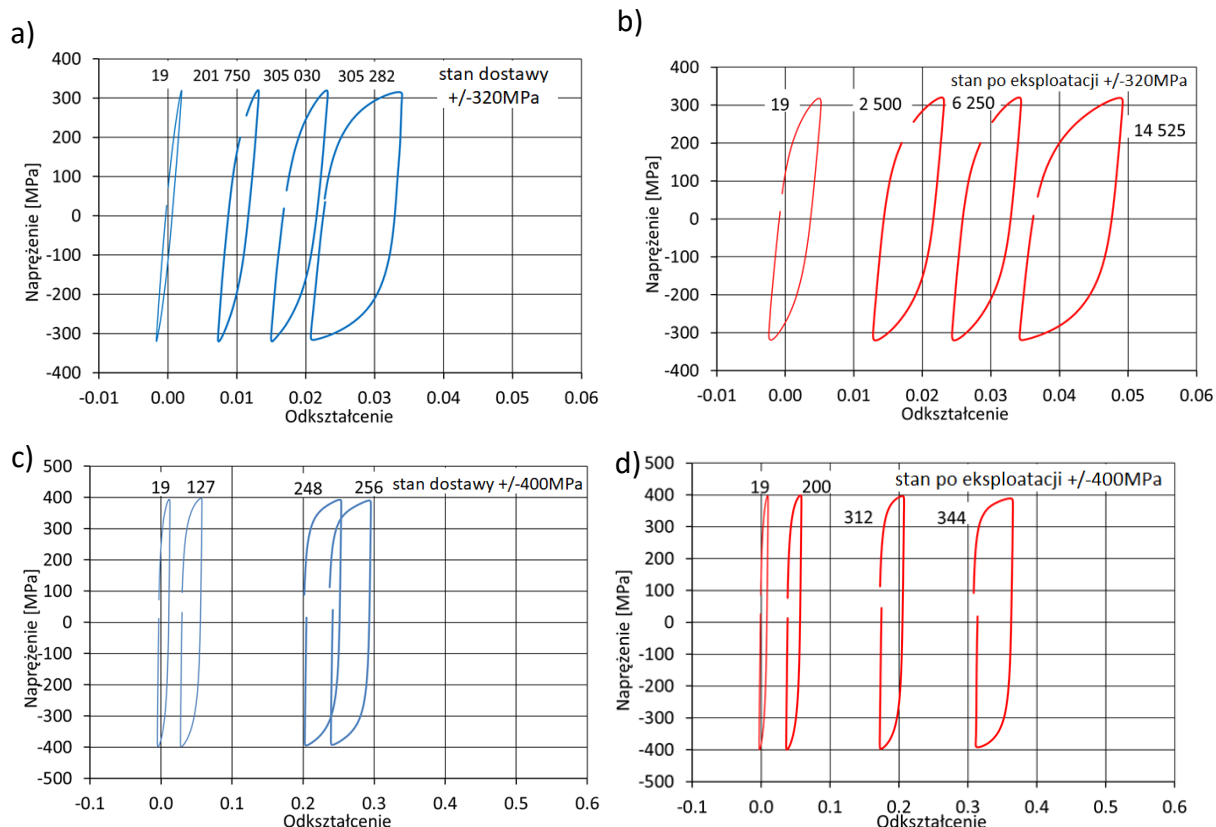


Rys. 5.3 Mikrostruktura stali 10H2M w stanie dostawy (a) i po eksploatacji (b); Obszar pęknięcia dla próbek stali po eksploatacji i tego samego materiału w stanie dostawy poddanych próbom zmęczeniowym przy amplitudzie naprężenia 350MPa (c, d) i 400MPa (e, f)

Obserwacje przeprowadzone na powierzchniach pęknięć obu rodzajów materiału ujawniły pęknięcie ciągłe. Jednakże w materiale eksploatowanym zauważono kilka drobnych wgłębień rozmieszczonych równomiernie na powierzchni (Rys. 5.3a,c). Natomiast stal w stanie dostawy wykazywała znacznie bardziej chropowatą powierzchnię z dużymi kraterami i obszarami mikropustek zlokalizowanych wewnątrz lub wokół nich (Rys. 5.3b,d). Należy nadmienić, że regularne kratery z wtrąceniami występowały w próbce ze stali w stanie dostawy poddanej większemu zakresowi naprężenia równemu 400 MPa. Regularny kształt takich kraterów może świadczyć o tym, że procesy dekohezji obserwowane po obciążeniu cyklicznym były inicjowane przez wtrącenia, które znajdowały się w kraterach większych niż ich rozmiary (Rys. 5.3d). Obserwacje te pozwalają twierdzić, że propagacja uszkodzenia zarodkuje w pobliżu wtrąceń, które pełnią rolę koncentratorów naprężenia. Należy wspomnieć, że obszary w pobliżu wtrąceń otoczone są mniejszymi kraterami, które powstają w wyniku oddziaływania zmęczeniowego pomiędzy twardymi i kruchymi wtrąceniami a osnową metalu [191].

5.3 Ocena ilościowa rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych pod wpływem obciążeń symetrycznych stali 10H2M

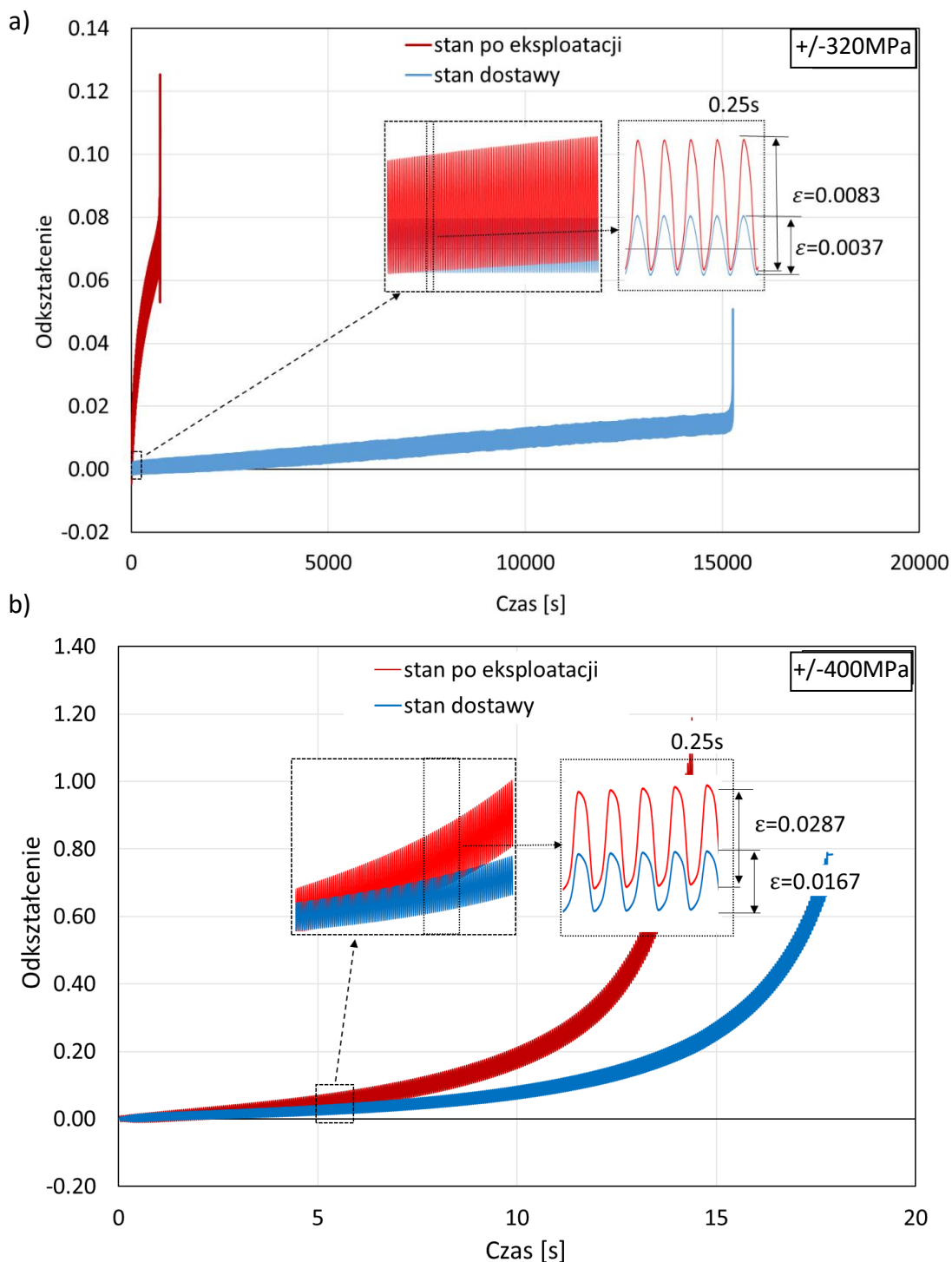
Ilościową ocenę rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego przeprowadzono na podstawie odpowiedzi odkształceniowej stali 10H2M rejestrowanej w kolejnych cyklach dla wszystkich rozpatrywanych poziomów stałej amplitudy naprężenia. Na Rys. 5.4 przedstawiono reprezentatywne pętle histerezy dla materiału w stanie dostawy i po eksploatacji, który poddano granicznym wartościom amplitudy naprężenia w zakresie od ± 320 MPa do ± 400 MPa w celu ujawnienia zarówno wpływu zadanej amplitudy, jak i stanu materiału na mechanizm jego uszkodzenia. Analiza obejmująca monitorowanie zmian pętli histerezy w kolejnych cyklach pozwoliła zidentyfikować dwa główne mechanizmy odpowiedzialne za rozwój uszkodzeń zmęczeniowych: ratcheting oraz cykliczną plastyczność [198]. Należy podkreślić, że pętle histerezy charakteryzują się bardzo małymi zmianami szerokości przy jednoczesnym wzroście średniego poziomu odkształcenia w kolejnych początkowych cyklach obciążenia, natomiast mechanizm cyklicznej plastyczności pojawia się później w postaci narastania szerokości pętli histerezy [199]. Podobnie jak stal P91 [200], także i stal 10H2M wykazywała kombinację obu mechanizmów rozwoju uszkodzenia (Rys. 5.4).



Rys. 5.4 Ewolucja pętli histerezy w wybranych cyklach dla stali w stanie dostawy (a, c) oraz po eksploatacji przez 280 000 godzin (b, d) przy amplitudzie naprężenia ± 320 MPa i ± 400 MPa.

Łatwo jednak zauważyć, że dla materiału w stanie dostawy poddanego działaniu amplitudy naprężenia równego ± 320 MPa w początkowej fazie procesu zmęczeniowego dominującym mechanizmem był ratcheting, gdyż szerokość pętli histerezy zmieniała się nieznacznie do 200 000 cykli (Rys. 5.4a). Natomiast w przypadku stali eksploatowanej oba mechanizmy rozwijały się w sposób bardziej zrównoważony. Pętla dla 19 cyklu zarejestrowana dla stanu po eksploatacji była znacznie szersza niż uzyskana po 201 750 cyklach dla materiału w stanie dostawy (Rys. 5.4b). Nieco inny charakter przebiegu procesu zaobserwowano dla obu stanów stali poddanych obciążeniu zmęczeniowemu przy amplitudzie naprężenia ± 400 MPa. Kombinacja mechanizmów ratchetingu i cyklicznej plastyczności prowadziła do bardziej równomiernego zwiększenia szerokości pętli histerezy i jej jednoczesnego przesunięcia (Rys. 5.4c-d). Należy wspomnieć, że stal 10H2M została poddana badaniom zmęczeniowym nieco powyżej poziomu granicy plastyczności, a więc odkształcenie plastyczne było indukowane już w początkowych cyklach zmęczeniowych. Dlatego też analizę odpowiedzi zmęczeniowej potraktowano w kategoriach ewolucji odkształcenia w odniesieniu do czasu trwania eksperymentu (Rys. 5.5) oraz liczby cykli do zniszczenia (Rys. 5.6, Rys. 5.7). Można stwierdzić, że materiał poddany badaniom zmęczeniowym przy tej samej amplitudzie naprężenia charakteryzował się różną odpowiedzią odkształceniową w zależności od swojego stanu. Nietrudno zauważyć, że odpowiedź odkształceniowa materiału eksploatowanego poddanego

próbie zmęczeniowej przy obu amplitudach naprężenia równego ± 320 MPa i ± 400 MPa była dwukrotnie większa niż dla materiału w stanie dostawy. Jednocześnie widać, że efekt długotrwałej eksploatacji był bardziej widoczny przy wyższej amplitudzie naprężenia wynoszącej ± 400 MPa, przy której wartość sygnału odkształcenia zarejestrowanego dla materiału poddanego 280 000 godzinom pracy była o 220% wyższa niż dla materiału w stanie dostawy.

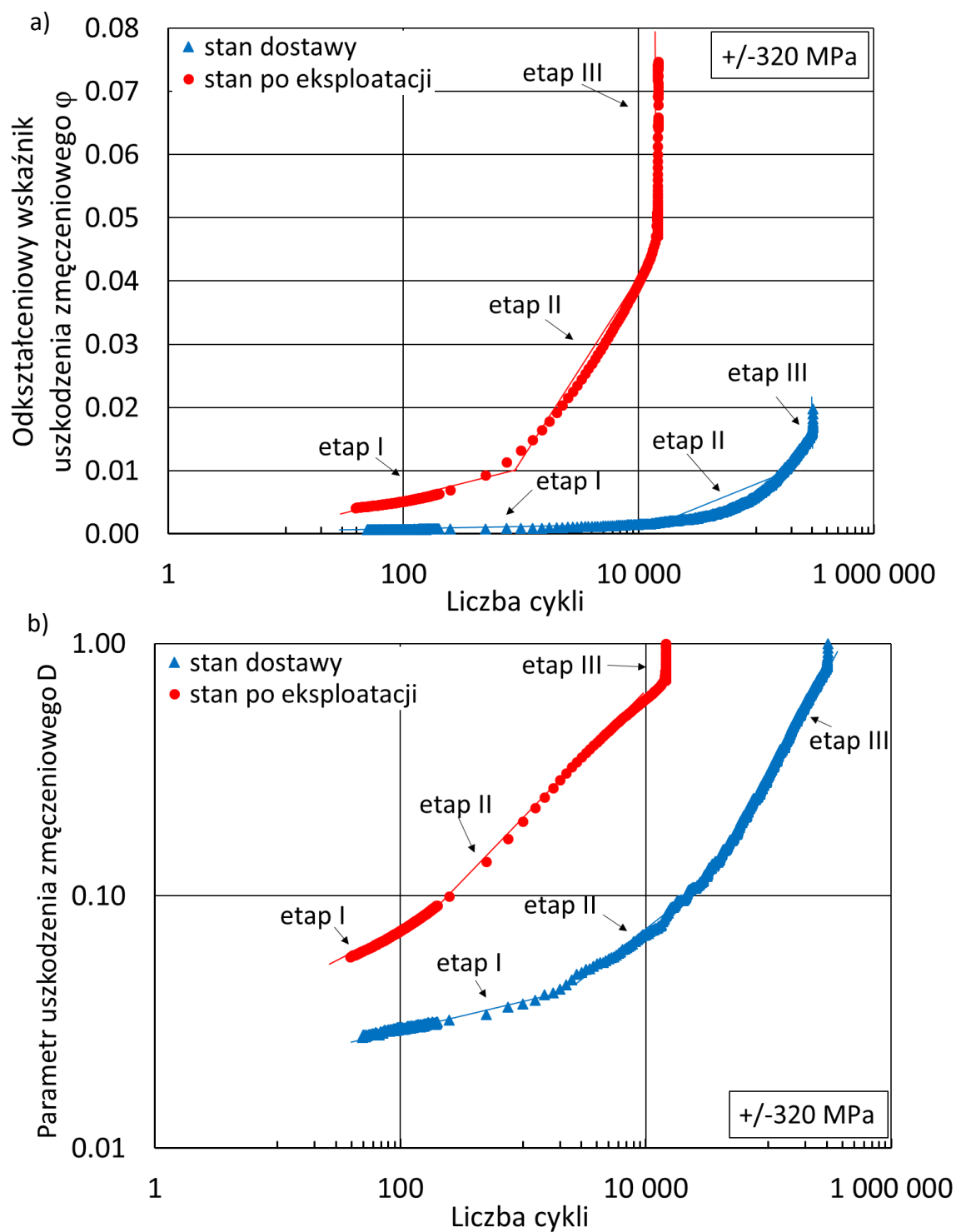


Rys. 5.5 Charakterystyka odkształcenie-czas próbek ze stali 10H2M poddanych działaniu amplitudy naprężenia ± 320 MPa (a) i ± 400 MPa (b).

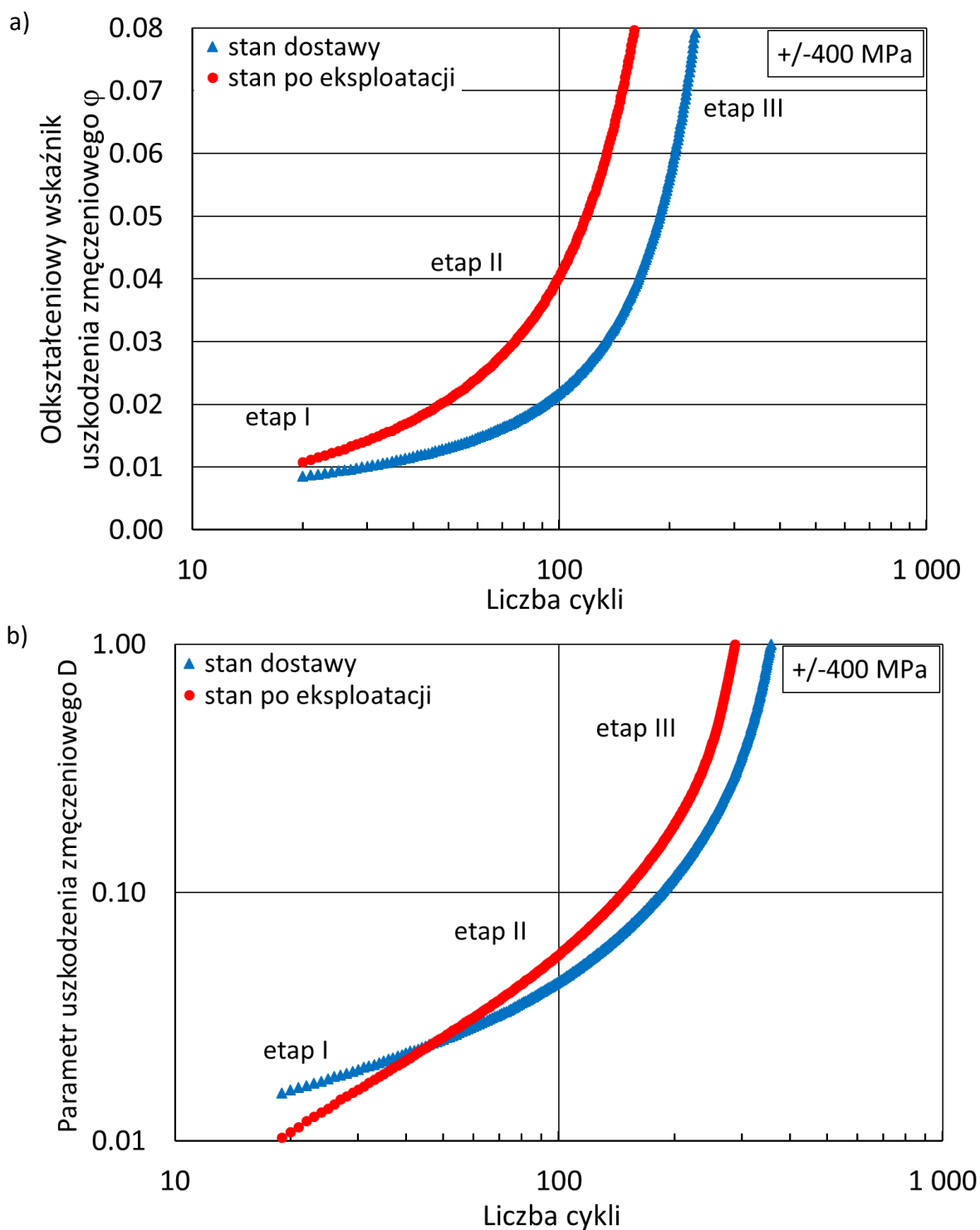
Porównanie odpowiedzi materiałów zarejestrowanych dla obu stanów stali i przedstawionych w postaci krzywej S-N jest konwencjonalnym podejściem, które może być skutecznie wykorzystane do oceny wpływu długotrwałej eksploatacji na wytrzymałość zmęczeniową materiału. Wyznaczenie typowej krzywej S-N jest jednak kosztowne i czasochłonne [200]. Alternatywna metoda przedstawiona przez autora opiera się na ewolucji rozwoju dynamiki uszkodzenia w wyniku działania mechanizmów ratchetingu i cyklicznej plastyczności monitorowanych w kolejnych cyklach dla zakresu stosowanych wartości amplitudy naprężenia [191]. Zmiany te zostały dodatkowo sparametryzowane i opisane jako odkształceniowy wskaźnik uszkodzenia zmęczeniowego, φ , oraz parametr uszkodzenia zmęczeniowego D. Ponieważ zmiany mikrostrukturalne zachodzące podczas cyklicznej degradacji można przypisać poszczególnym zmianom odpowiedzi naprężenie-odkształcenie, do opisu i ilościowego określenia każdego mechanizmu uszkodzenia zidentyfikowanego w kolejnych cyklach, zastosowano efektywne wskaźniki:

- ratcheting generowany przez lokalne odkształcenia wokół pustek, wtrąceń i innych defektów związany ze średnim odkształceniem niesprężystym opisującym przesunięcie pętli histerezy w stanie nieobciążonym,
- cykliczna plastyczność generowana przez ruch dyslokacji na poziomie lokalnych ziaren i pasm poślizgu związana ze zmianami szerokości pętli histerezy przy całkowitym obciążeniu materiału.

Przyspieszony rozwój uszkodzenia zmęczeniowego można było wyraźnie zaobserwować dla stali eksploatowanej porównując ewolucję odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego i parametru uszkodzenia zmęczeniowego w zależności od liczby cykli do zniszczenia (Rys. 5.6, Rys. 5.7). Oba rozpatrywane stany stali 10H2M wykazywały znacząco różną dynamikę wzrastania uszkodzenia. W przypadku stali eksploatowanej uszkodzenie wystąpiło znacznie wcześniej niż w przypadku materiału w stanie dostawy. Na podstawie analizy przebiegu odkształceniowego wskaźnika uszkodzeń zmęczeniowych dla amplitudy naprężenia równego ± 320 MPa (Rys. 5.6a) można zauważyć, że stal eksploatowana charakteryzowała się znacznie szybszym rozwojem uszkodzeń, w porównaniu do materiału w stanie dostawy. Tak znaczących różnic nie zaobserwowano jednak dla amplitudy naprężenia równego ± 400 MPa (Rys. 5.7b), chociaż dynamika uszkodzenia dla materiału eksploatowanego była nadal wyraźniejsza.



Rys. 5.6 Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego dla amplitudy naprężenia równej ± 320 MPa wyrażony zmianami odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli (a); ewolucja parametru uszkodzenia zmęczeniowego D (b).



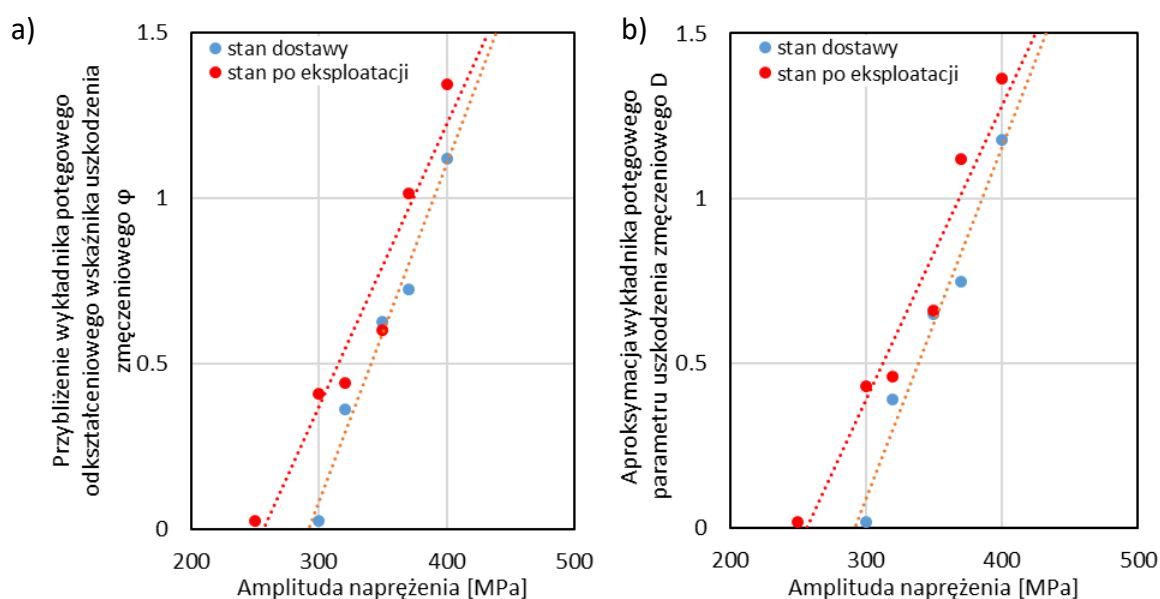
Rys. 5.7 Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego dla amplitudy naprężenia wynoszącego ± 400 MPa wyrażony zmianami odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli (a); ewolucja parametru uszkodzenia zmęczeniowego D (b).

Przebiegi zmian zarówno odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia, jak i parametru uszkodzenia przy zmęczeniu dla amplitudy naprężenia ± 400 MPa jest bardziej gładki niż przy amplitudzie naprężenia ± 320 MPa niezależnie od stanu materiału. Materiał eksploatowany na początku odkształcenia wykazuje niższe wartości parametru uszkodzenia zmęczeniowego w porównaniu do materiału w stanie dostawy dla cykli przeprowadzonych przy amplitudzie

naprężenia $\pm 400\text{MPa}$. Efektu tego nie stwierdzono w testach prowadzonych przy niższej amplitudzie naprężenia ($\pm 320\text{MPa}$).

5.4 Wyznaczenie granicznej wartości amplitudy naprężenia przy zmęczeniu na podstawie rozwoju uszkodzenia stali 10H2M

Określenie granicznej wartości amplitudy naprężenia przy zmęczeniu przeprowadzono dokonując aproksymacji krzywych wykładniczych uzyskanych przez korelację odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego φ i parametru uszkodzenia zmęczeniowego D dla każdej amplitudy naprężenia (Rys. 5.8). W pierwszej kolejności wykorzystano równania (2.42) i (2.45) do wyznaczenia obu parametrów φ i D dla zadanej amplitudy naprężenia. Ewolucja tych parametrów w poszczególnych cyklach pozwoliła na aproksymację krzywych wykładniczych. Następnie porównano na wykresie wartości wykładników funkcji opisujących każdą krzywą w odniesieniu do wartości amplitudy naprężenia dla obu badanych stanów materiału. Na koniec wykorzystano linię trendu do przewidywania granicy amplitudy naprężenia zmęczeniowego. Wyniki analitycznego wyznaczania wykładników funkcji zmiany parametrów D i φ dla stali 10H2M w stanie dostawy oraz po eksploatacji przedstawiono w [Dodatku B](#)



Rys. 5.8 Wyznaczenie granicznej wartości amplitudy naprężenia na podstawie aproksymacji wykładników funkcji potęgowych w przypadku odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ (a) i parametru uszkodzenia zmęczeniowego D (b).

W przedstawionej metodzie wartość granicznej amplitudy naprężenia zmęczeniowego odpowiada punktowi przecięcia linii stanowiącej aproksymację wyników eksperymentalnych z osią x. Wartości te były równe 245 MPa dla stali eksploatowanej przez 280 000 godzin oraz 293 MPa dla materiału w stanie dostawy. Należy podkreślić dobrą zgodność tych wyników z wynikami uzyskanymi z krzywych S-N (250 MPa dla stali eksploatowanej przez 280 000 godzin, 300 MPa dla materiału w stanie dostawy), Rys. 5.8, Tab. 5.2.

Ponieważ krzywe S-N przedstawiają wartości amplitudy naprężenia tylko w funkcji liczby cykli do uszkodzenia, nie można było skutecznie ocenić dynamiki uszkodzeń zmęczeniowych występujących podczas badań zmęczeniowych. Zamieszczone w tym podpunkcie wyniki pokazują, że przedstawiona metodyka umożliwia skuteczne wyznaczenie granicznej amplitudy naprężenia zmęczeniowego wraz z identyfikacją mechanizmów uszkodzenia [191]. Ponadto stwierdzono, że odkształceniowy wskaźnik uszkodzenia zmęczeniowego oraz parametry uszkodzenia zmęczeniowego związane z szerokością pętli histerezy i jej przesunięciem mogą być wykorzystane do identyfikacji fizycznych mechanizmów ewolucji uszkodzenia, które wystąpiły podczas badań zmęczeniowych.

Tab. 5.2 Wartości graniczne amplitudy naprężenia przy zmęczeniu, wyznaczone z wykorzystaniem krzywej S-N i z aproksymacji krzywych opisujących zmiany odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego, φ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D.

	S-N [MPa]	Metoda aproksymacji krzywych [MPa]
Stan dostawy	300	293
Po 280 000 godzinach eksploatacji	250	245

5.5 Wykorzystanie metody DIC w monitorowaniu rozwoju uszkodzenia stali 10H2M z wykorzystaniem próbek płaskich przy obciążeniu odzerow-tętniącym dodatnim

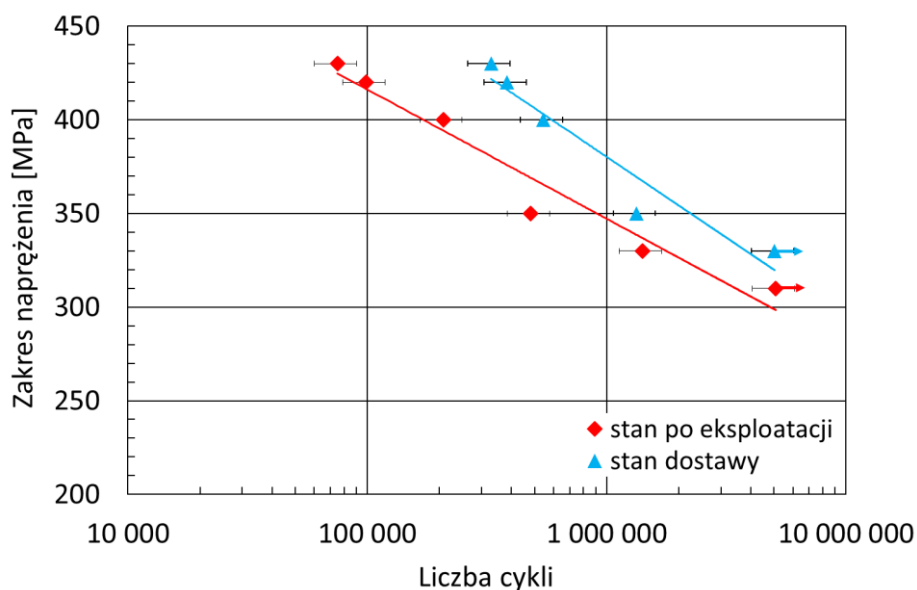
Wybrane właściwości mechaniczne stali 10H2M określono ponownie dla próbek płaskich na podstawie statycznych prób rozciągania. Średnie wartości parametrów wyznaczonych z tych badań przedstawiono w Tab. 5.1. Właściwości mechaniczne stali 10H2M dla obu badanych jej stanów spełniają wymagania normy PN-75/H-84024 [161]. W kolejnym etapie programu eksperymentalnego przeprowadzono badania zmęczeniowe z różnymi wartościami zakresu naprężenia wspomagane pomiarami DIC. Na Rys. 5.9a przedstawiono krzywą S-N podsumowującą uzyskane wyniki badań zmęczeniowych.

Badania zmęczeniowe przeprowadzone na obu rodzajach materiału wykazały istotne różnice w odpowiedzi mechanicznej (Rys. 5.9c). Materiał eksploatowany badany przy tej samej amplitudzie naprężenia był w stanie przenieść tylko połowę liczby cykli w porównaniu z materiałem w stanie dostawy. W zależności od amplitudy naprężenia, trwałość zmęczeniowa materiału eksploatowanego zmniejszyła się od 300% do 400% (Rys. 5.9d).

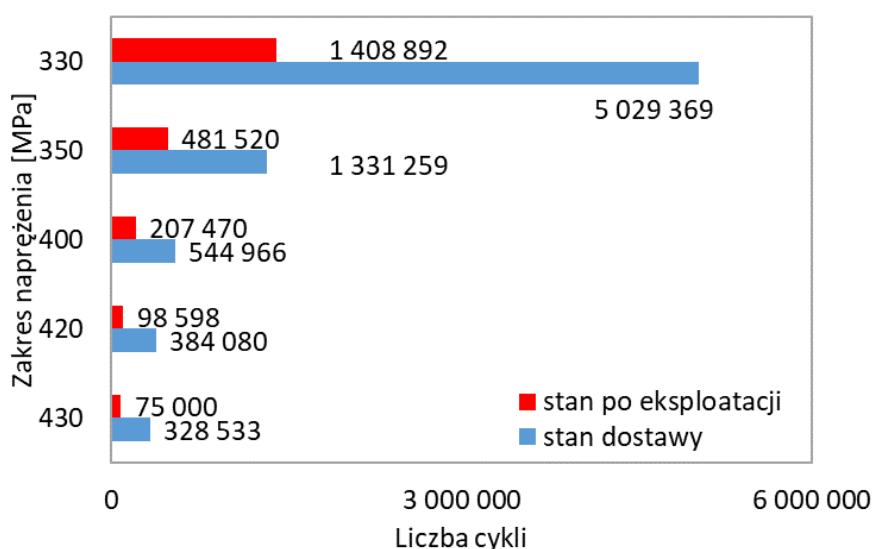
Rzówj uszkodzeń zmęczeniowych był monitorowany podczas badań zmęczeniowych przy użyciu techniki DIC. Przedstawiono reprezentatywne mapy rozkładu odkształcenia dla obu omawianych stanów stali 10H2M, a następnie porównano je dla dwóch zakresów naprężenia wynoszących 400 MPa (Rys. 5.10a-b) i 350 MPa (Rys. 5.10c-d). Ponieważ geometria próbki wymusza kumulowanie się uszkodzeń w jej środkowej części, efektywne pole do

obserwacji DIC uległo znacznemu zmniejszeniu po pierwszych próbach, co można zaobserwować na Rys. 5.10a-b.

a)

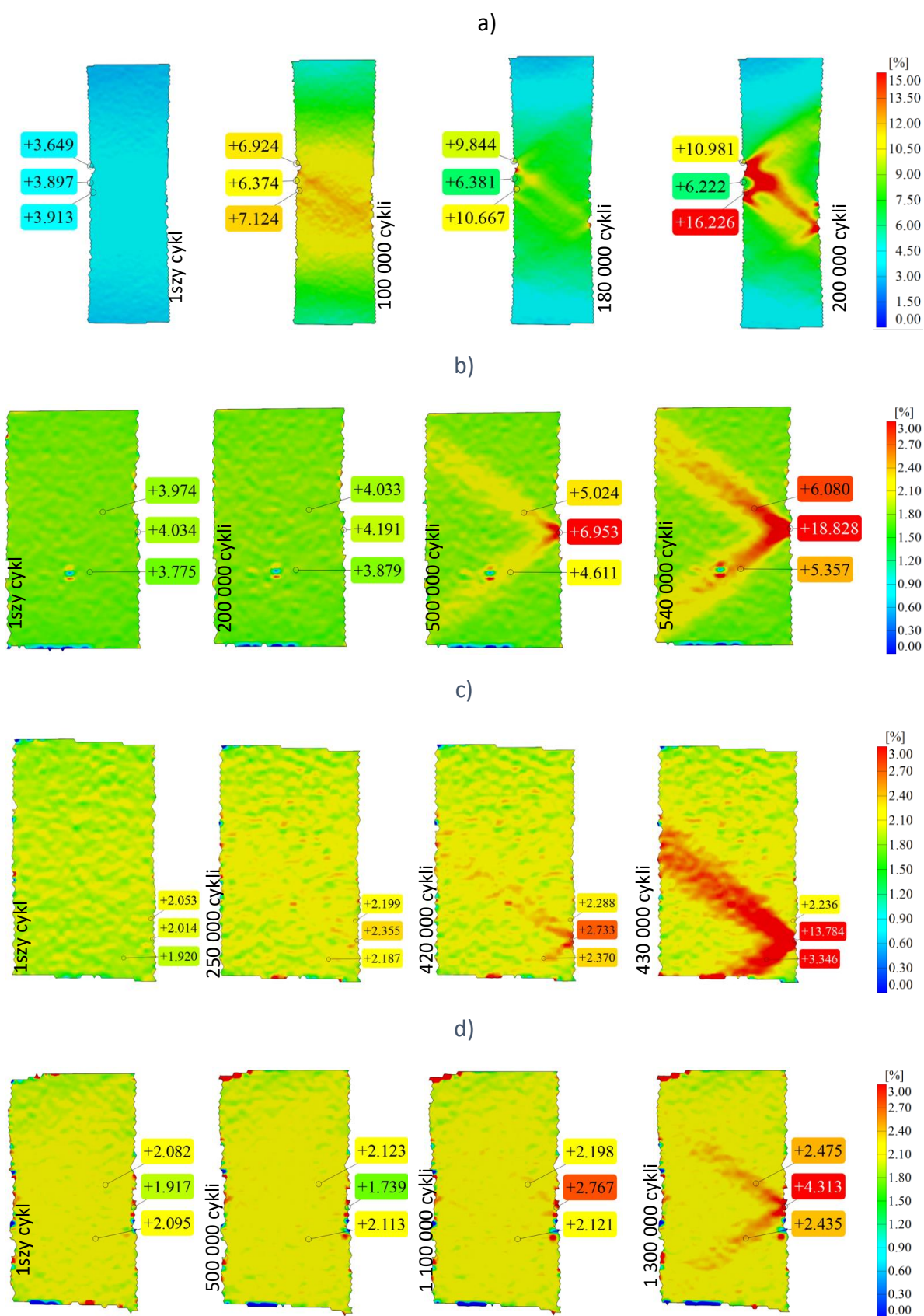


b)



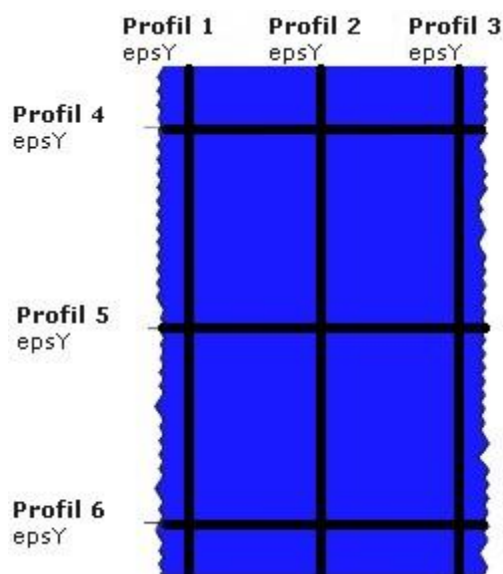
Rys. 5.9 Wyniki eksperymentalne dla stali 10H2M w stanie dostawy i po eksploatacji: wykres S-N (a) i porównanie trwałości eksploatacyjnej (b).

Należy podkreślić, że przy rozpatrywanych wyższych wartościach naprężenia, zarejestrowane wartości odkształcenia z powierzchni próbki wynosiły aż 18%, przez co ujednoliconą skalą odkształcenia była niemiernodajna. Z uwagi na ten fakt, odpowiedź odkształceniową stali 10H2M monitorowano najpierw dla wyższego zakresu naprężenia, tj. 400 MPa. Można stwierdzić, że dla obu stanów materiału wystąpiły różne rozkłady odkształcenia, a w konsekwencji trwałość zmęczeniowa materiału eksploatowanego była około dwukrotnie niższa niż materiału w stanie dostawy.



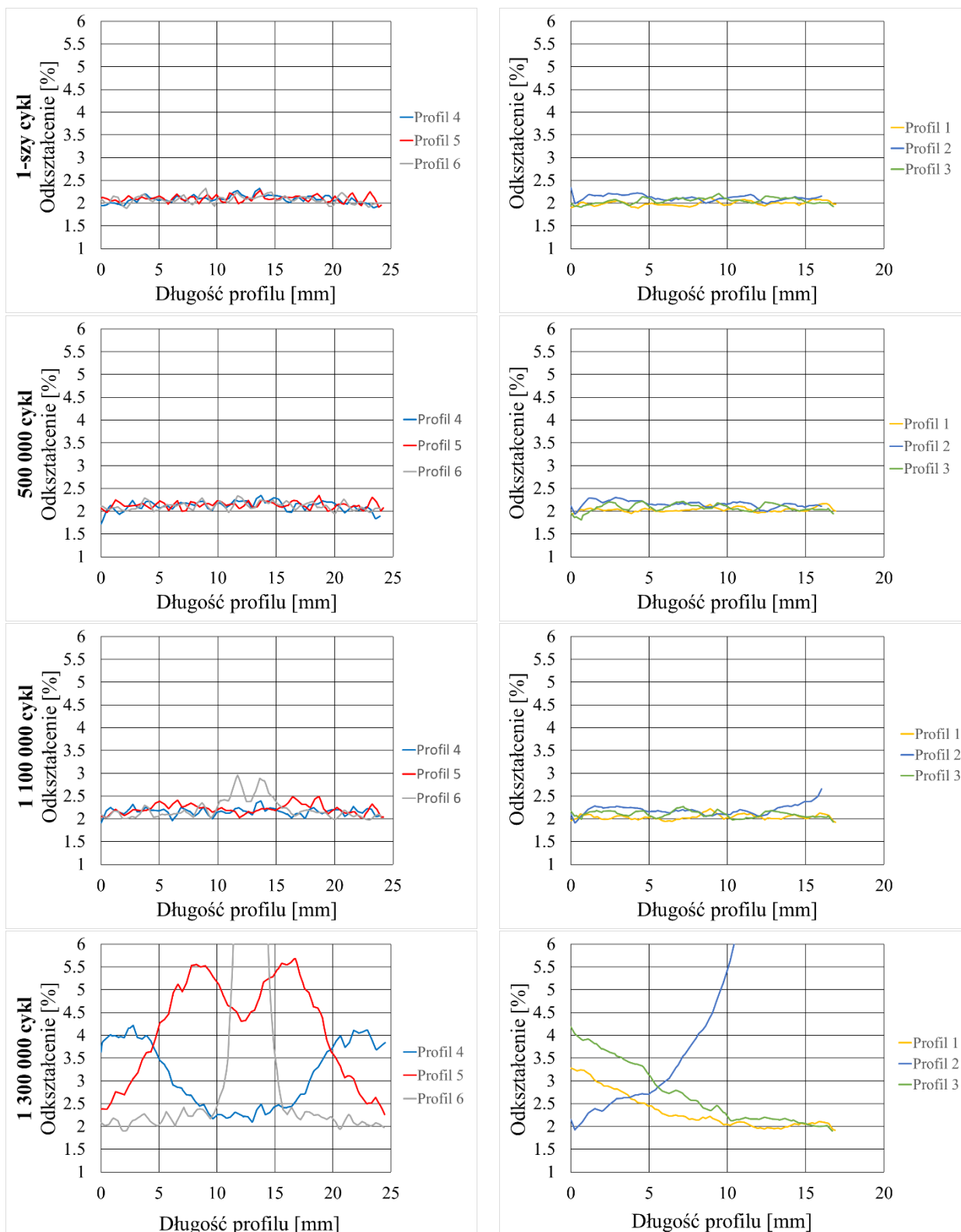
Rys. 5.10 Pomiary DIC przeprowadzone na materiale eksploatowanym (a) i w stanie dostawy (b) dla zakresu naprężenia równego 400 MPa; oraz na materiale eksploatowanym (c) i w stanie dostawy (d) dla amplitudy naprężenia równego 350 MPa.

Należy podkreślić, że w przypadku materiału eksploatowanego istotne zmiany rozkładu odkształcenia, odzwierciedlające rozwój uszkodzenia, wystąpiły w środkowej części próbki po osiągnięciu połowy jej trwałości zmęczeniowej (Rys. 5.10a). Kolejne cykle prowadziły do ciągłego rozwoju uszkodzenia w centralnym rejonie próbki i jej zniszczenia po $2,1 \times 10^5$ cykli. Z drugiej strony, próbka w stanie dostawy wykazywała lokalizację uszkodzeń na krótko przed zniszczeniem, co można było stwierdzić na podstawie faktu, że pierwszy obszar kumulacji odkształcenia zidentyfikowany został dopiero po 5×10^5 cykli, a próbka pękła po $5,5 \times 10^5$ cyklach (Rys. 5.10b). Porównanie map odkształcenia DIC dla materiału w stanie dostawy z mapami uzyskanymi dla materiału eksploatowanego wyraźnie identyfikuje różnice w zachodzących mechanizmach uszkodzeń. Różnic takich nie można zaobserwować dla badań zmęczeniowych przeprowadzonych przy niższej wartości amplitudy naprężenia, tj. 350 MPa. Oba stany materiału wykazywały podobne mechanizmy uszkodzenia, podobnie przebiegała też lokalizacja odkształcenia tuż przed pęknięciem, jednak czas trwałości zmęczeniowej próbki w stanie dostawy był o prawie 300% dłuższy niż próbki eksploatowanej (Rys. 5.10c-d). Aby dokładniej zobrazować rozkład odkształcenia, z otrzymanych map sporządzono profile wartości odkształcenia wzdłuż i w poprzek osi próbki, tak aby uzyskać obraz zmian rozkładu odkształcenia wzdłuż linii tych profili. Na poniższym schemacie graficznie przedstawiono linie rozpatrywanych 3 profili poprowadzonych wzdłuż osi próbki oraz 3 ustawionych poprzecznie względem osi próbki, Rys. 5.11.

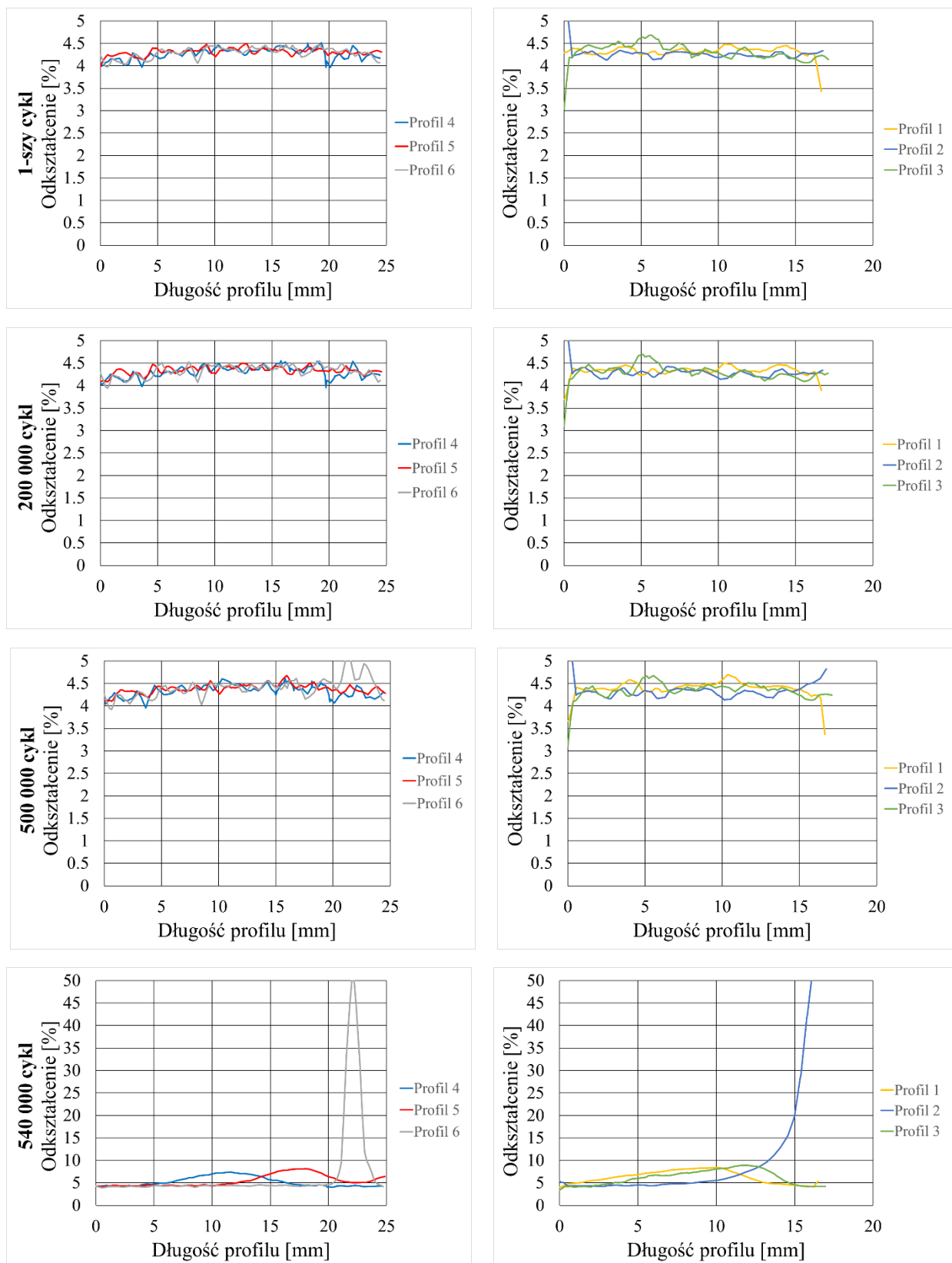


Rys. 5.11 Rozłożenie linii profili na powierzchni próbki.

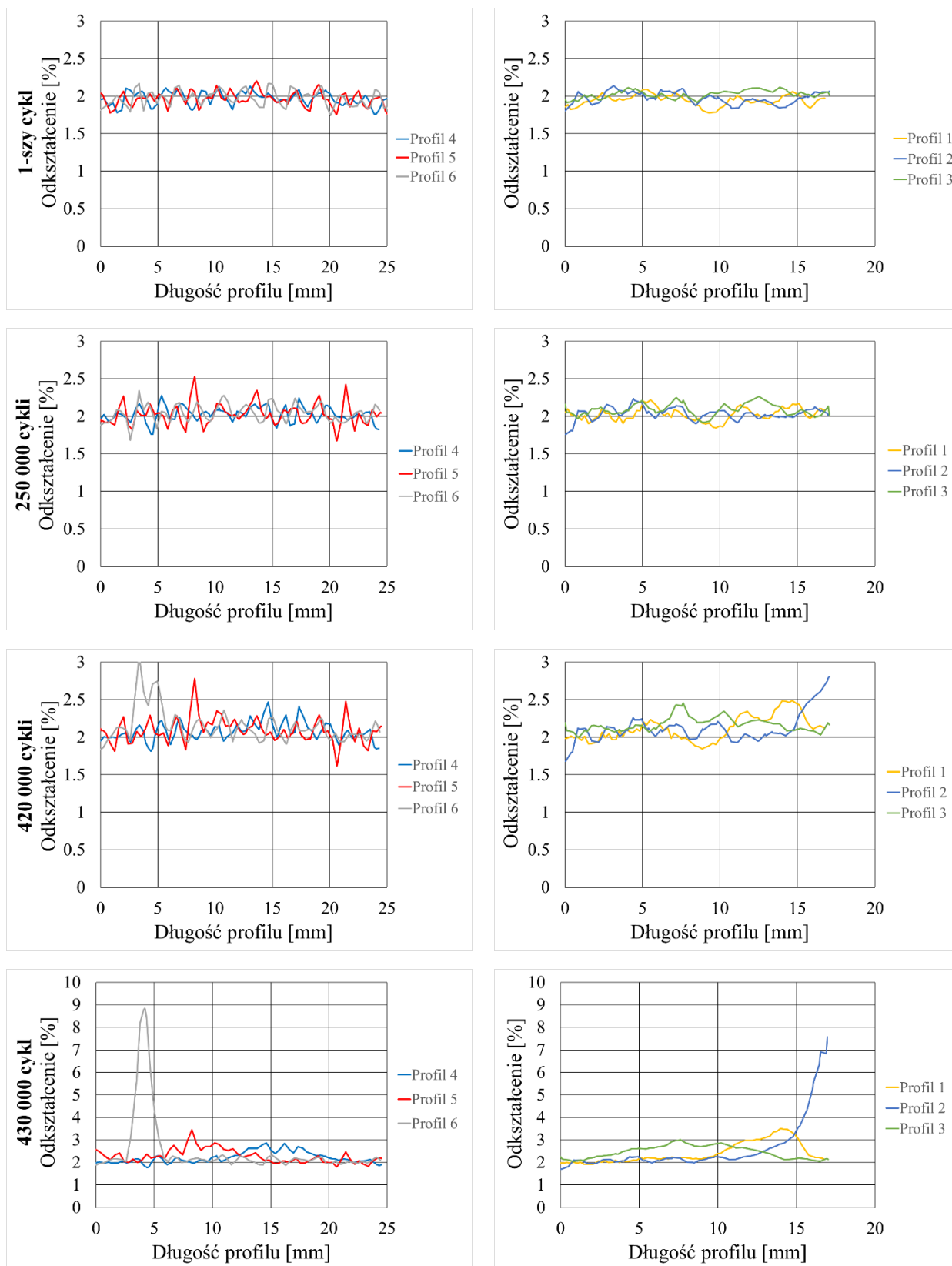
Profile były kreślone w równych odległościach od siebie tak, aby obejmować obszar największego odkształcenia próbki. Profile zmian wartości odkształcenia były określane z map rozkładów odkształcenia pokazanych na Rys. 5.10. Analizując porównanie wyników dla próbek stali w stanie dostawy i po eksploatacji, można zauważyć, że odpowiedź odkształceniowa na zadane naprężenie jest jednakowa dla stali 10H2M, niezależnie od jej stanu eksploatacji. W próbkach stali po eksploatacji oraz w stanie dostawy zaobserwowano podobną wartość odkształcenia rejestrowaną na początku testu zmęczeniowego Rys. 5.12 - Rys. 5.15.



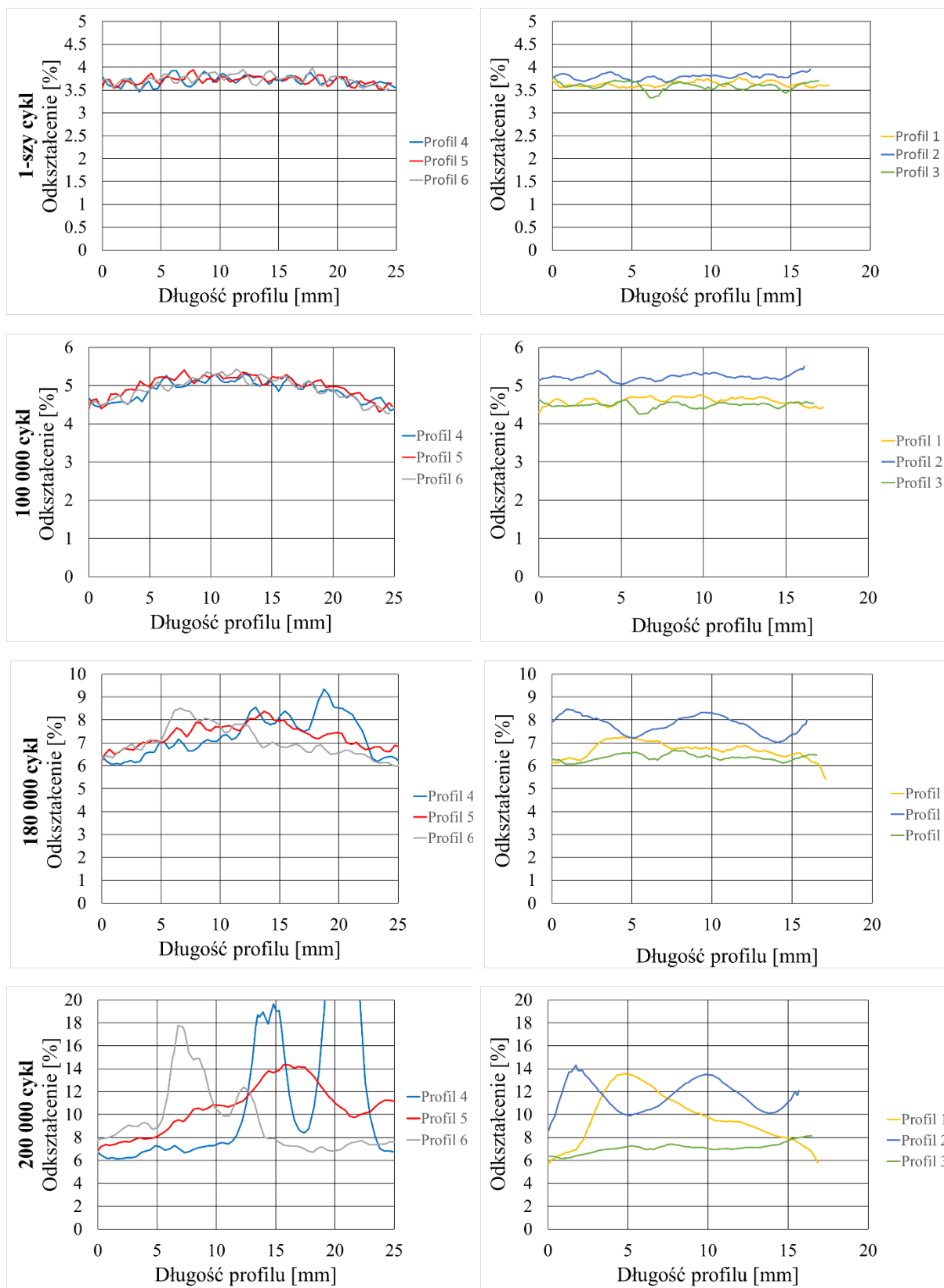
Rys. 5.12 Profile odkształcenia w 4 etapach badania zmęczeniowego dla materiału w stanie dostawy przy amplitudzie naprężenia 350 MPa.



Rys. 5.13 Profile odkształcenia w 4 etapach badania zmęczeniowego dla materiału w stanie dostawy przy amplitudzie naprężenia 400 MPa.



Rys. 5.14 Profile odkształcenia w 4 etapach badania zmęczeniowego dla materiału w stanie po eksploatacji przy amplitudzie naprężenia 350 MPa.

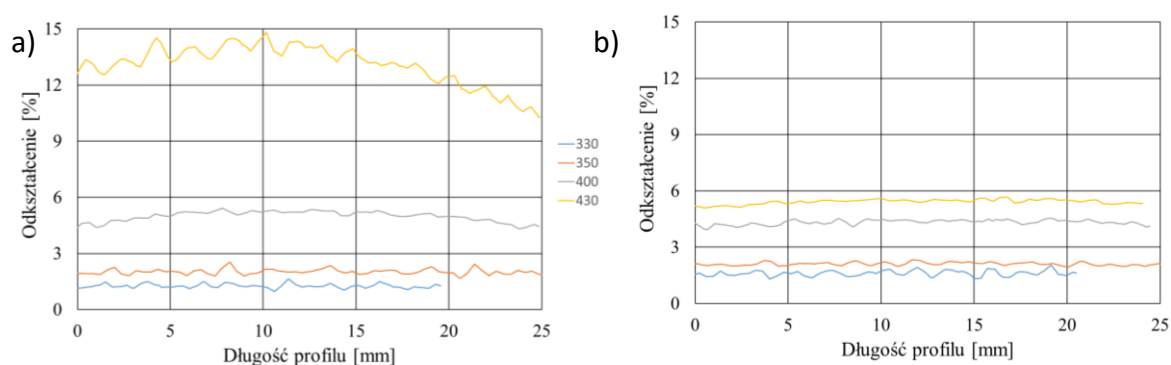


Rys. 5.15 Profile odkształcenia w 4 etapach badania zmęczeniowego dla materiału w stanie po eksploatacji przy amplitudzie naprężenia 400 MPa.

Różnice w wielkości odkształcenia po pierwszym cyklu testu są szczególnie widoczne przy zmianie wartości naprężenia, co wskazuje, jak wrażliwy jest materiał próbki na wielkość

zadanej amplitudy naprężenia, a jednocześnie jak jest niezależny od stopnia wyeksploatowania materiału. Analizując kierunkowość profili, należy stwierdzić, że profile poprzeczne (4-6) pokazują więcej zmian w rozkładzie odkształcenia na powierzchni próbki niż profile podłużne (1-3). We wszystkich przeprowadzonych pomiarach możliwe było wskazanie miejsca potencjalnego pęknięcia poprzez obserwację zmian wartości odkształcenia na profilu 6. W przypadku próbki w stanie dostawy testowanej przy naprężeniu 350 MPa, znaczny wzrost odkształcenia sugerujący inicjację pęknięcia uzyskano po 1 100 000 cykli, to jest ponad 200 000 cykli przed zerwaniem próbki. Ze wzrostem amplitudy naprężenia wrażliwość na pojawianie się pęknięcia była podobna. Na podstawie danych przedstawionych na Rys. 5.12 - Rys. 5.15 można stwierdzić, że stan materiału ma istotny wpływ na dynamikę rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego.

Co więcej, analizując rozpiętość wartości odkształcenia na badanym obszarze dla materiału po długotrwałej eksploatacji wyraźnie widać, że amplituda rejestrowanych na powierzchni wartości odkształcenia jest dużo wyższa niż dla materiału w stanie dostawy.

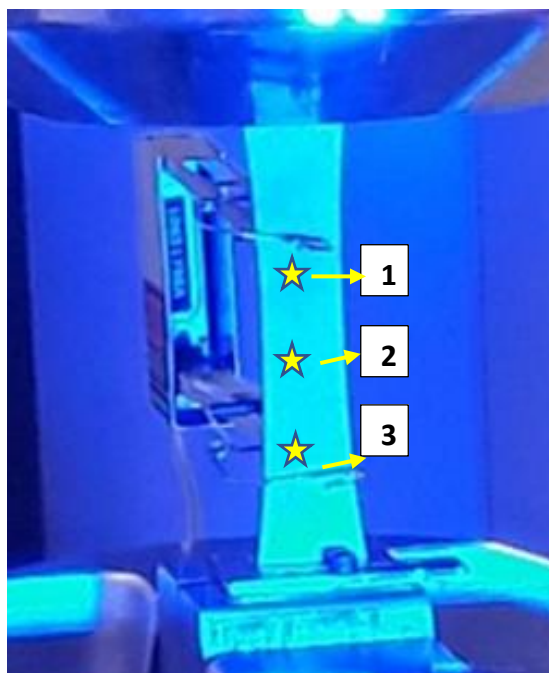


Rys. 5.16 Wykres profili odkształcenia dla różnych wartości zastosowanej amplitudy naprężenia dla stali po eksploatacji (a) oraz w stanie dostawy (b).

Przy porównaniu dwóch stanów materiału (stan dostawy oraz po eksploatacji) w drugim zakresie badań zmęczeniowych (Rys. 5.16) stwierdzono, że wartość odkształcenia jest ściśle uzależniona od amplitudy naprężenia. Ponadto, dla stali po eksploatacji wyższe wartości amplitudy naprężenia dają już na początkowym etapie efekt kumulacji odkształcenia w środkowej części strefy pomiarowej próbki. Dla niższych wartości amplitudy naprężenia odpowiedź odkształcenia pozostaje na podobnym poziomie przez większość czasu przebiegu badania zmęczeniowego, przez co trudniej jest przewidywać miejsce największego odkształcenia próbki na wczesnym etapie badań. Uzyskane wyniki jasno wskazują, że DIC jest efektywnym narzędziem do identyfikacji lokalnych kumulacji odkształcenia podczas zmęczenia [200] i identyfikacji mechanizmów uszkodzenia, szczególnie przy dużych amplitudach naprężenia.

Kolejnym krokiem badawczym podczas testów z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu była próba dokonania oceny ilościowej, pozwalającej ocenić rozwój uszkodzenia próbki na podstawie zmian odkształcenia na powierzchni próbki. W tym celu przeprowadzono analizę porównawczą wyników uzyskanych podczas badań zmęczeniowych, w trakcie których zostały

jednocześnie wykorzystane dwie metodyki pomiaru odkształcenia: DIC oraz ekstensometr. W badaniu wykorzystano ekstensometr z bazą pomiarową 50 mm tak, aby umożliwić jednocześnie monitorowanie rozwoju uszkodzenia z zastosowaniem DIC w środkowej części próbki (Rys. 5.17). Punkty 1 oraz 3 zostały rozmieszczone tak, aby znajdowały się relatywnie blisko miejsca mocowania ekstensometru, zaś punkt 2 wyznaczał miejsce geometrycznego środka próbki. Znajdował się on w części centralnej próbki w miejscu jej największego przewężenia. Dla każdego z zaznaczonych punktów uzyskano wartości odkształcenia dla konkretnego cyklu zmęczeniowego, po czym odniesiono je do wartości N/N_f będącej ilorazem bieżącego cyklu podzielonego przez liczbę cykli do zniszczenia. Uzyskane w ten sposób wykresy dla 4 wartości amplitudy naprężenia pozwalają porównać dynamikę zmian odkształcenia odniesioną do całego zakresu badania.



Rys. 5.17 Lokalizacja punktów referencyjnych, na podstawie których rejestrowano przebiegi zmian odkształcenia w trakcie prób zmęczeniowych

Analizę danych przeprowadzono dla stali 10H2M w stanie dostawy oraz po długotrwałej eksploatacji. Zaobserwowano, że dla amplitudy naprężenia równej 430 MPa, materiał po eksploatacji wykazuje wzrost uplastycznienia w kolejnych cyklach zmęczeniowych, podczas gdy materiał w stanie dostawy, po osiągnięciu poziomu odkształcenia równego około 5.5% nie wykazywał praktycznie żadnych zmian, aż do momentu zerwania próbki (Rys. 5.18). Podobne zachowanie materiału zaobserwowano dla amplitudy naprężenia równej 400 MPa (Rys. 5.19). Zastosowanie niższych wartości amplitudy naprężenia, 350 MPa oraz 330 MPa, skutkowało uzyskiwaniem podobnych charakterystyk zmian odkształcenia w odniesieniu do całkowitej liczby cykli do zniszczenia. Zarówno materiał w stanie dostawy, jak i po długotrwałej eksploatacji po uzyskaniu stałej wartości odkształcenia utrzymywał podobny jej poziom aż do momentu pęknięcia próbki (Rys. 5.20-Rys. 5.21).

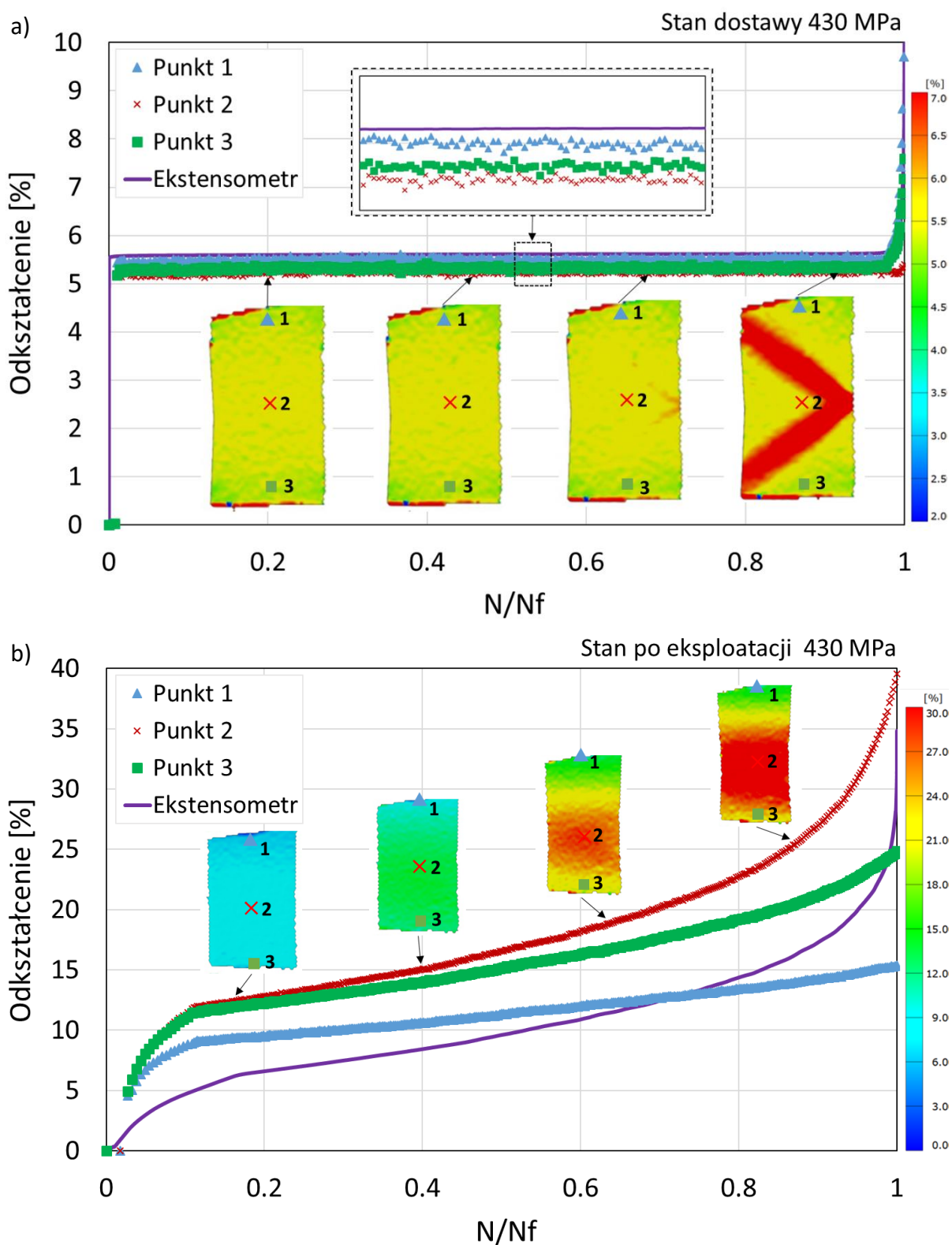
Pomijając charakter krzywych obrazujących rozwój uszkodzenia bazujący na zmianie odkształcenia należy podkreślić, jak bardzo różnią się przebiegi odkształcenia w zależności od obranego punktu referencyjnego. Ze względu na dobór punktów (Rys. 5.17) należałoby się spodziewać, że uśredniony wynik zmiany odkształcenia uzyskany z ekstensometru powinien zawierać się między wynikami z punktów 1 i 3 oraz punktem 2, który to, teoretycznie, powinien stanowić maksymalną wartość odkształcenia wynikającą ze skupienia naprężenia w miejscu o najmniejszym przekroju. Wyniki eksperymentalne miejscowo różnią się jednak od zakładanych. Wynika to głównie z lokalizacji punktów 1 oraz 3 umieszczonych w miejscach problematycznych z punktu widzenia techniki DIC, jak na przykład krawędzie czy miejsca zacienione, które są błędnie analizowane przez system. Dla prawidłowej oceny zmian odkształcenia należy zatem dobierać punkty referencyjne tak, aby ich lokalizacja nie była obciążona błędami wynikającymi zarówno z geometrii próbki, jak i złożoności układu pomiarowego.

W przypadku materiału w stanie dostawy poddanego amplitudzie naprężenia 430 MPa, obrany punkt 2, stanowiący środek próbki, znajdował się poza obszarem o największej kumulacji odkształcenia (Rys. 5.18a). Skutkiem tego wartości odkształcenia rejestrowane w tym punkcie były niższe niż dla punktu 3. Warto zauważyć, że dla tego przypadku punkt 1 znajdował się w obszarze granicznym, gdzie w lewym górnym rogu mapy rozkładu odkształcenia obserwuje się strefę o wyraźnie czerwonej barwie. Obszar ten teoretycznie powinien odpowiadać miejscu o wysokiej wartości odkształcenia, co jednak nie odpowiada faktycznemu stanowi materiału. Podobne zachowanie zaobserwowano w przypadku wzrostu wartości odkształcenia rejestrowanego w punkcie 3 dla materiału po długotrwałej eksploatacji poddanego działaniu amplitudy naprężenia wynoszącej zarówno 430 MPa (Rys. 5.18b), jak i 400 MPa (Rys. 5.19b). Dla obu przypadków amplitudy naprężenia, średnia wartość odkształcenia zarejestrowana przez ekstensometr dla materiału w stanie dostawy była wyższa niż w osobno rejestrowanych przebiegach. Z drugiej strony, wysoki przyrost odkształcenia kumulujący się w środkowej części próbki (Rys. 5.18b), czy też inicjacja ognisk pęknięcia w więcej niż jednym miejscu (Rys. 5.19b), świadczyć może o dużej niejednorodności materiału po długotrwałej eksploatacji.

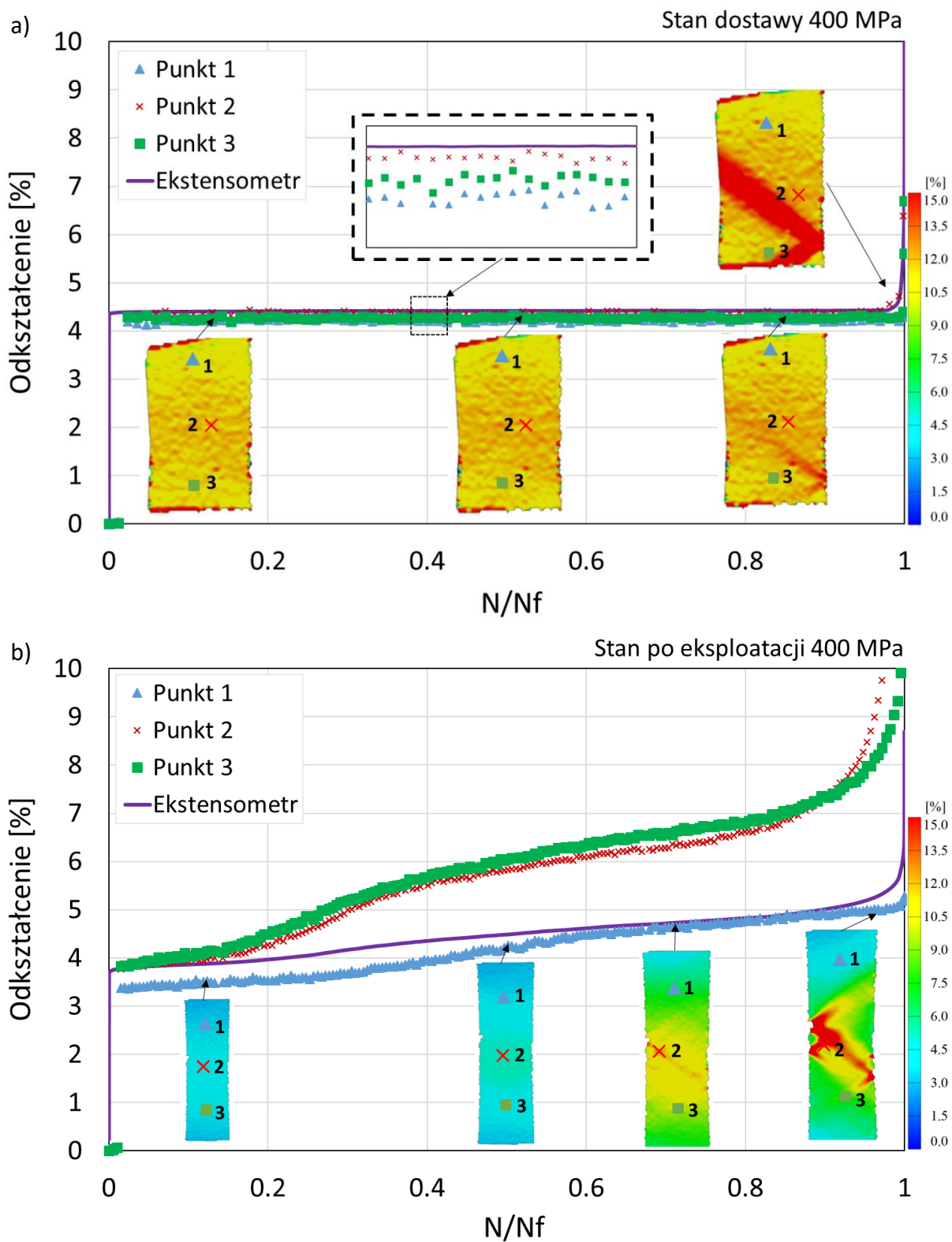
Z punktu widzenia efektywności zaproponowanej metodologii monitorowania ewolucji odkształcenia, dużo lepsze rezultaty otrzymuje się przy niższych wartościach amplitudy naprężenia (350 MPa i 330 MPa) (Rys. 5.20 i Rys. 5.21). Niezależnie od zastosowanej amplitudy obciążenia oraz stanu materiału, kumulację odkształcenia obserwuje się w części środkowej próbki (punkt 2).

Niewątpliwie przydatnym narzędziem w analizie rozkładu odkształcenia w trakcie prób zmęczeniowych jest analiza profili w dowolnie wybranej linii na powierzchni próbki. Z uwagi, iż rozkład kolorów na powierzchni daje jedynie jakościowe możliwości w ocenie rozwoju uszkodzenia, poprowadzenie profilu w zadanym przekroju może dostarczyć ilościowych wyników pozwalających ocenić faworyzowane miejsca oraz kierunki inicjacji pęknięcia i późniejszego jego rozwoju. Przeprowadzenie badań porównawczych na obu typach stali

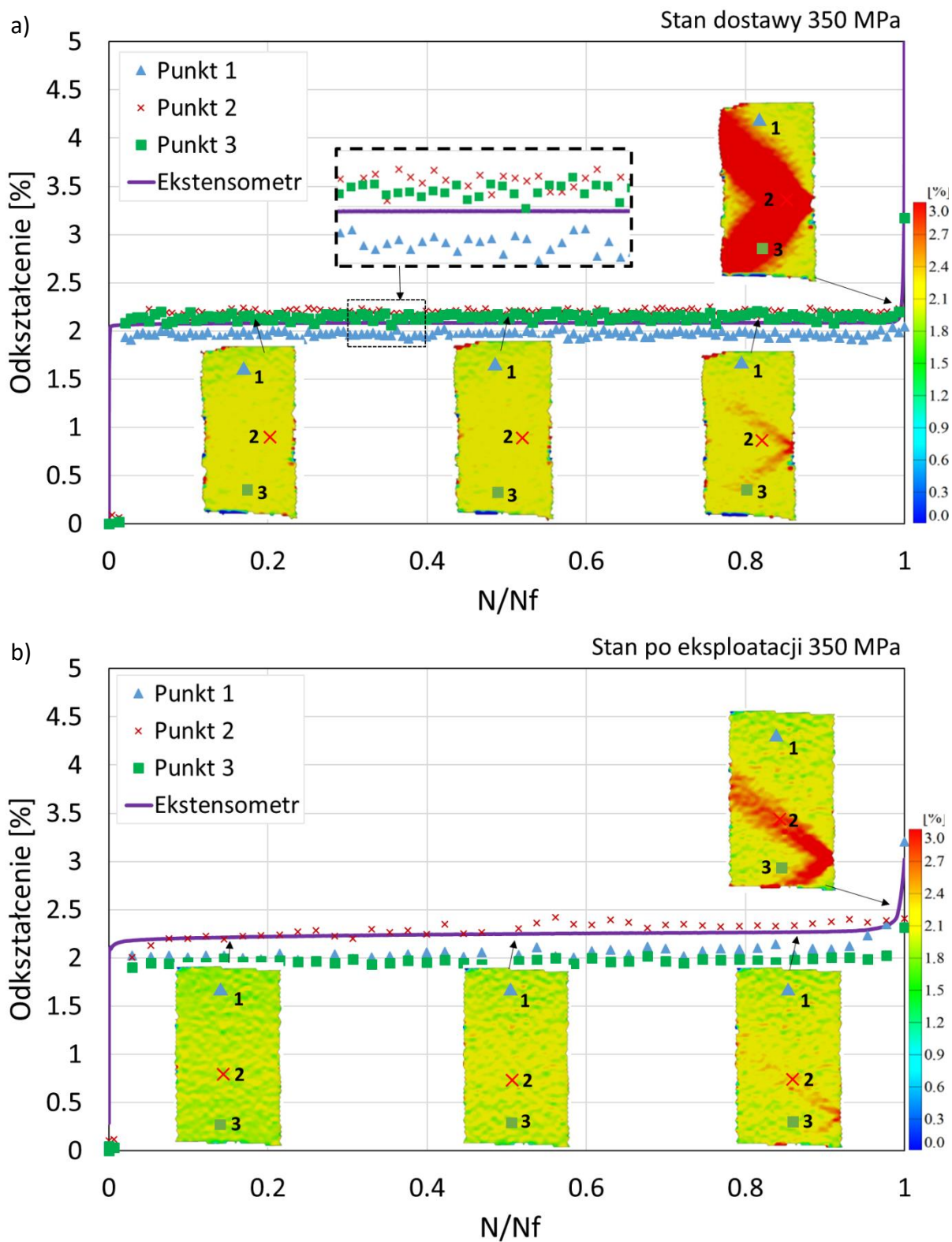
pozwała też zobrazować dynamikę rozwoju uszkodzenia w odniesieniu do całego przebiegu testu zmęczeniowego. Na przykładzie amplitudy naprężenia wynoszącej 430 MPa, obserwuje się znaczny wzrost oscylacji odkształcenia wzdłuż zadanego przekroju, który również lokalizuje się na długości 5 mm od krawędzi próbki (Rys. 5.22b). Warto podkreślić, że na zdjęciu przedstawiającym kumulację odkształcenia na powierzchni próbki widać jedynie kolor czerwony, świadczący o wysokich wartościach odkształcenia. Przeprowadzenie analizy zmian wartości odkształcenia przez ten obszar ilustruje znaczące zmiany sięgające niemal 15%. Dla amplitudy naprężenia równej 400 MPa, najwyższa wartość zarejestrowanego odkształcenia również zlokalizowana jest w miejscu znajdującym się 5 mm od krawędzi próbki (Rys. 5.23b). Świadczyć może to więc o fakcie, iż dla wysokiej amplitudy naprężenia kumulacja odkształcenia następuje w głębi materiału, nie na krawędzi próbki. Odwrotny efekt jest obserwowany dla niskich wartości amplitudy naprężenia, gdzie dla 350 MPa i 330 MPa, silnie zlokalizowane odkształcenie jest obserwowane na zewnętrznej części próbki.



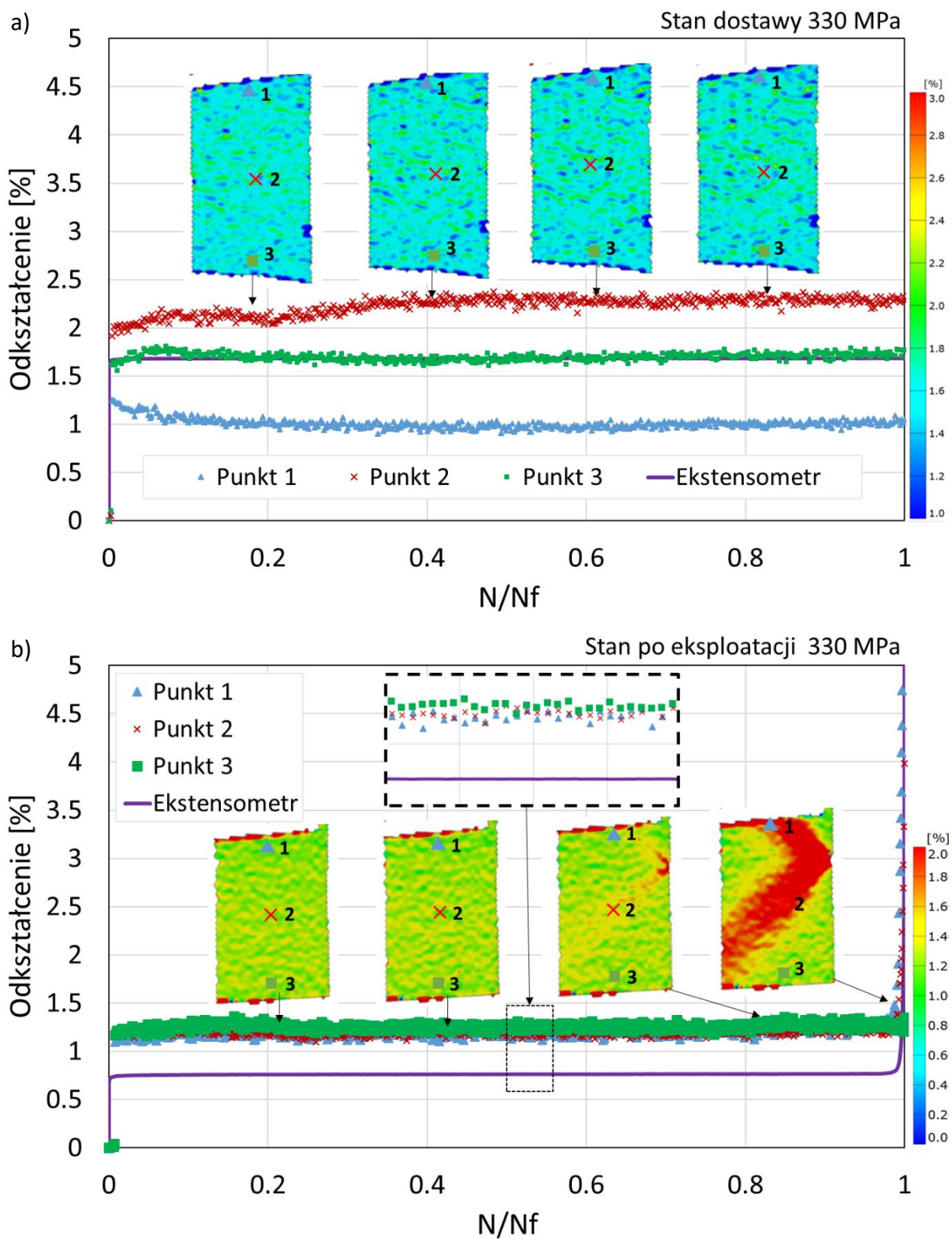
Rys. 5.18 Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 430 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).



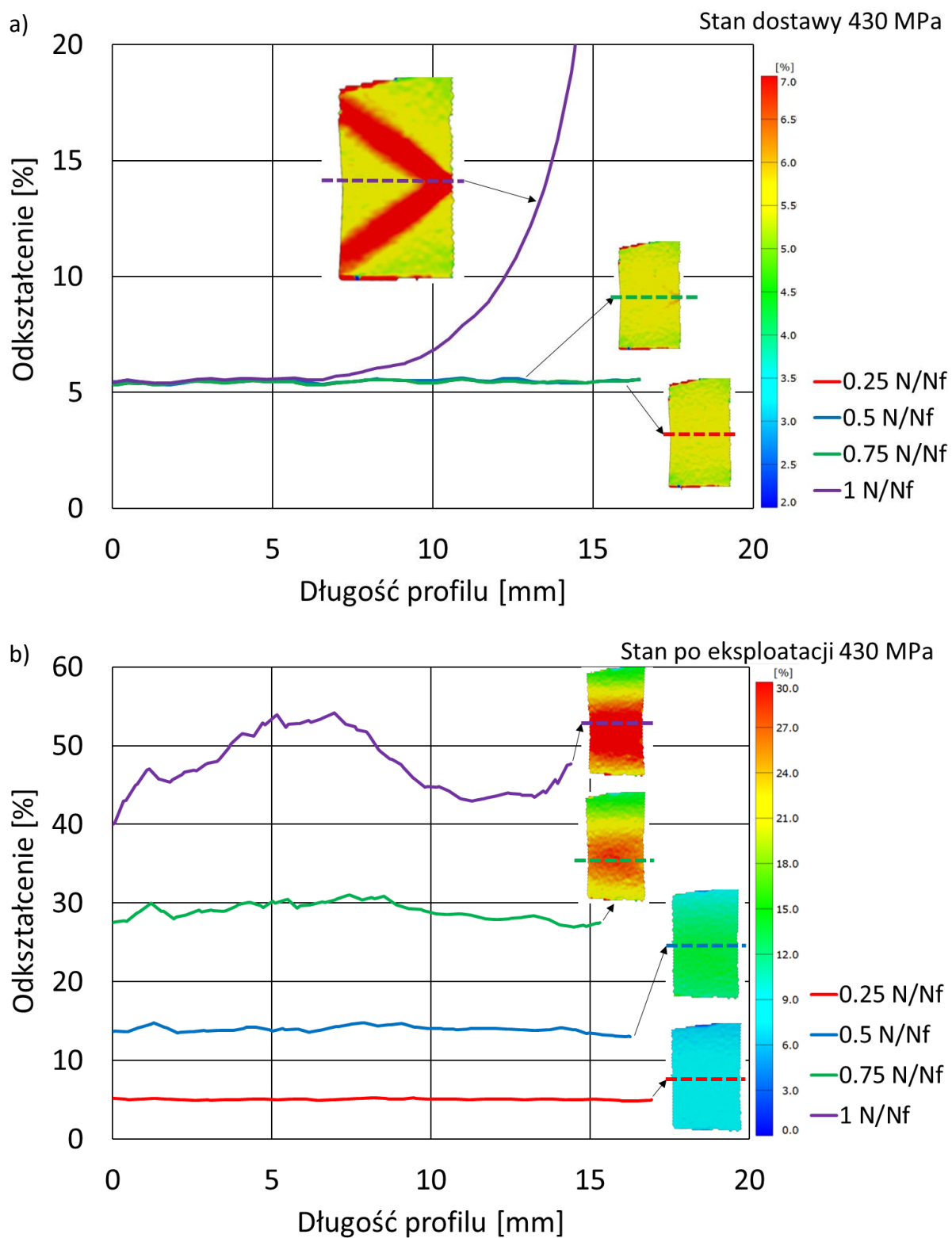
Rys. 5.19 Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 400 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).



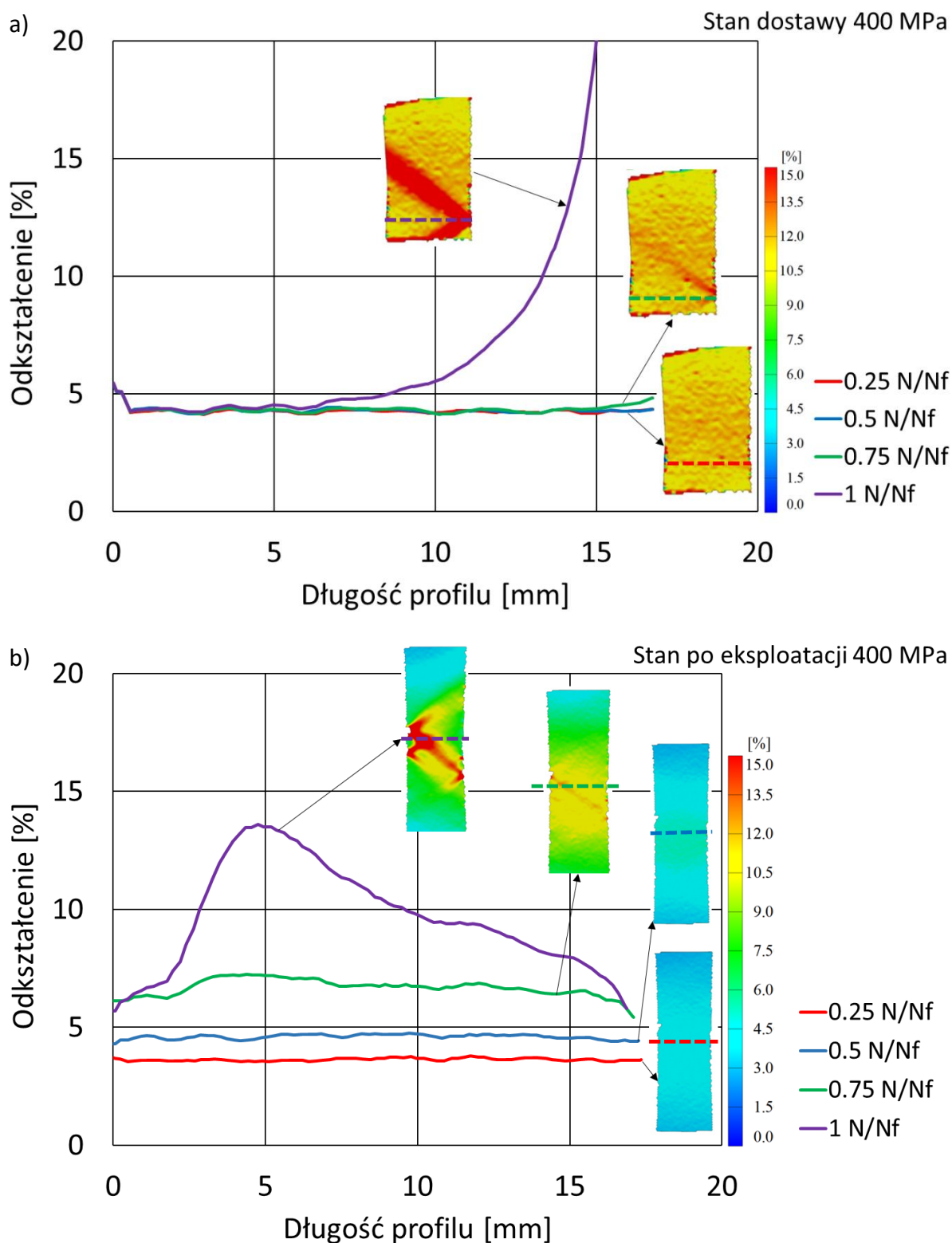
Rys. 5.20 Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 350 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).



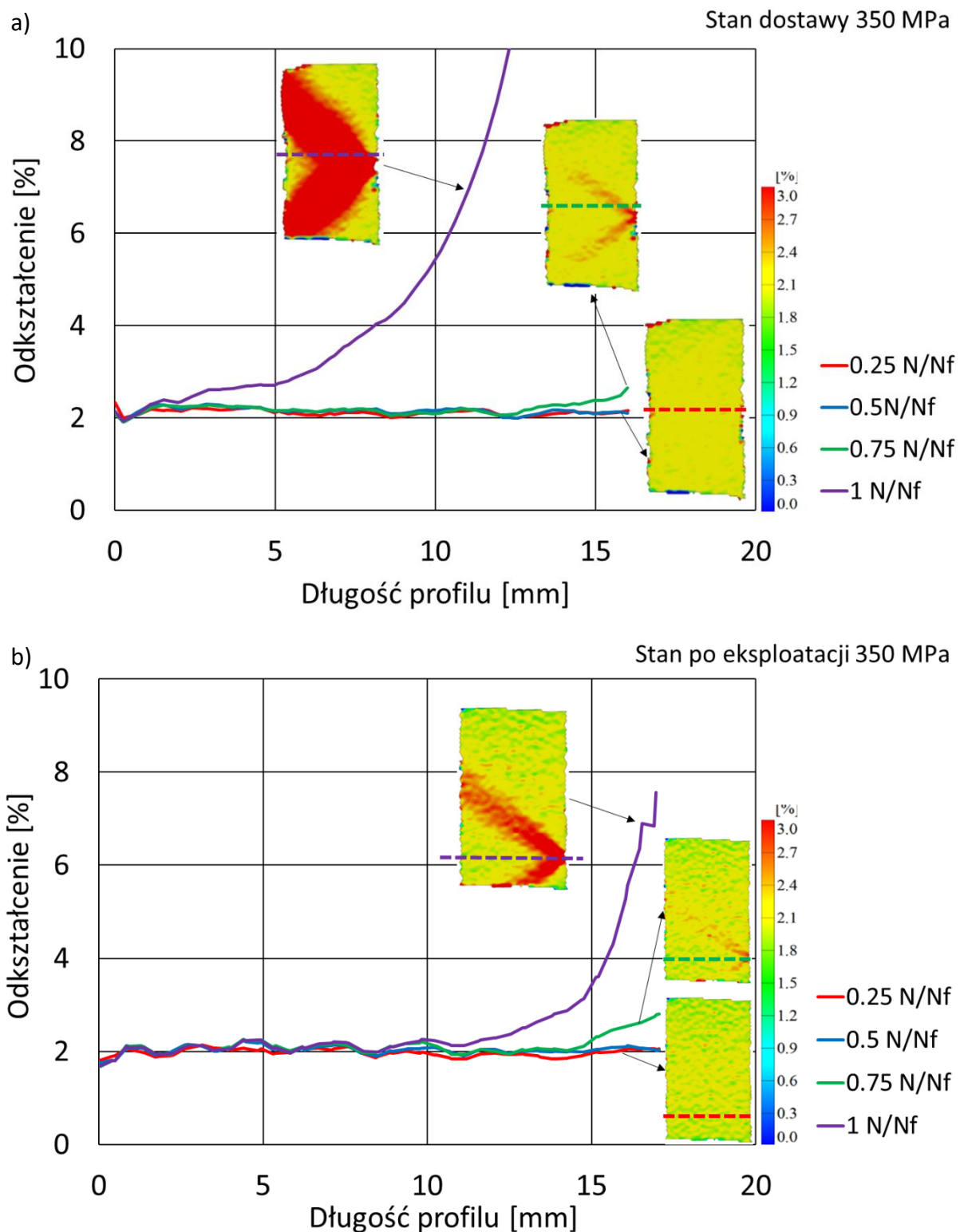
Rys. 5.21 Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiaru ekstensometrem podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 330 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).



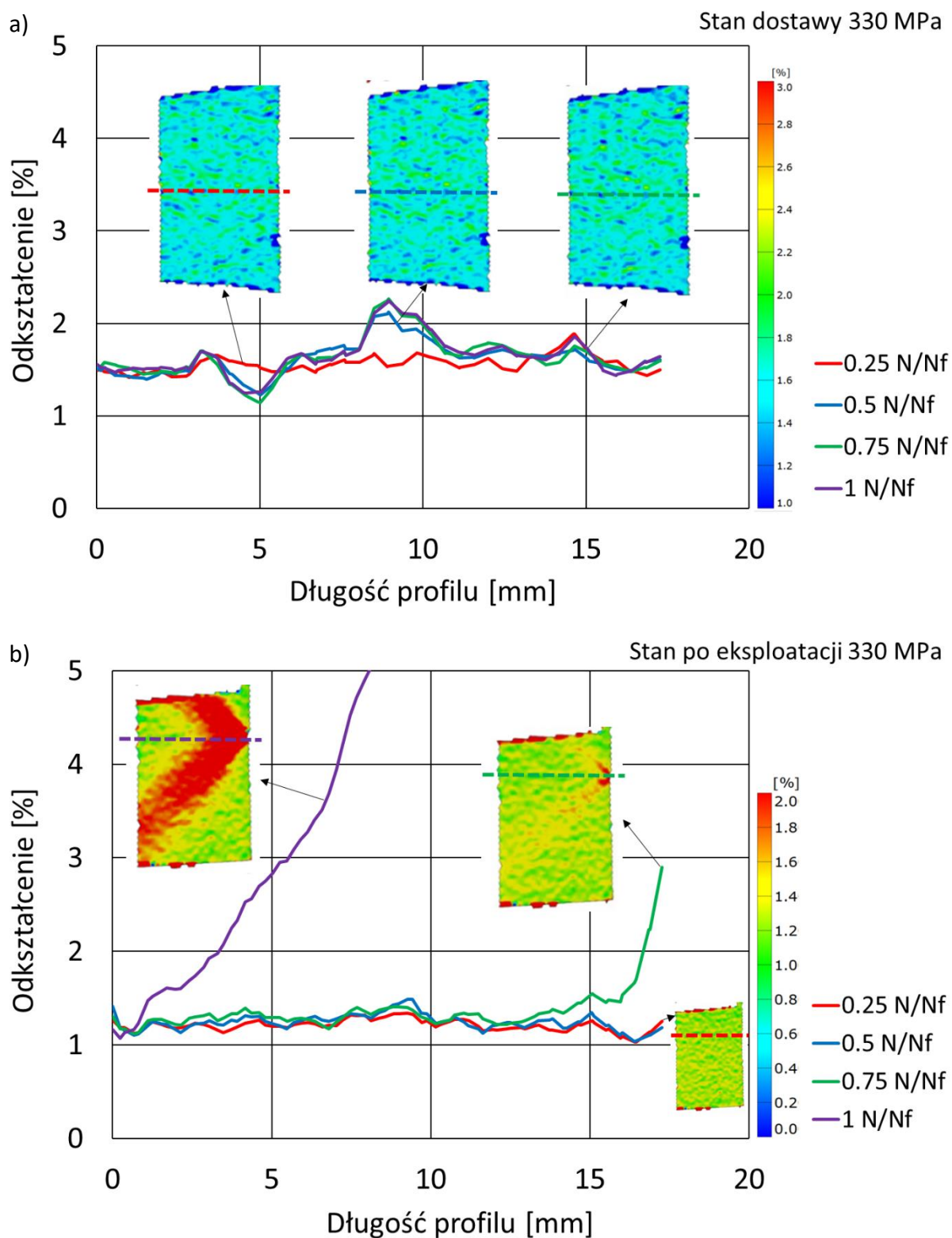
Rys. 5.22 Profile odkształcenia poprowadzone wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowane podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 430 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).



Rys. 5.23 Profile odkształcenia poprowadzone wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowane podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 400 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).



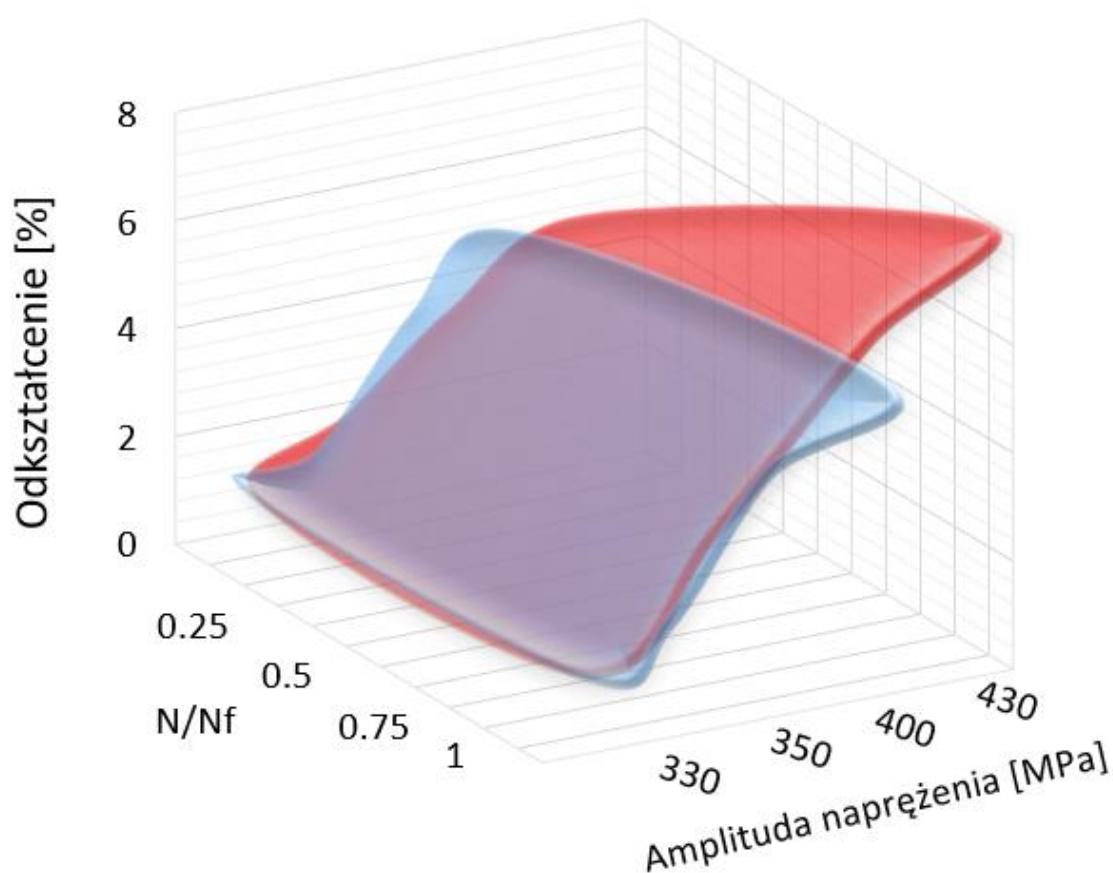
Rys. 5.24 Profile odkształcenia poprowadzone wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowane podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 350 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).



Rys. 5.25 Profile odkształcenia poprowadzone wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowane podczas próby zmęczeniowej przy amplitudzie 330 MPa dla materiału w stanie dostawy (a) oraz po długotrwałej eksploatacji (b).

Dane wygenerowane z pomiarów DIC wykonanych podczas badań zmęczeniowych wykorzystano do wizualizacji rozkładu odkształcenia materiału w stanie wyjściowym (kolor

niebieski) i eksploatowanego (kolor czerwony) badanego przy różnych amplitudach naprężenia (Rys. 5.26). Dane te przedstawiono w postaci chmury punktów zarejestrowanych dla całej długości badania zmęczeniowego, aż do pęknięcia próbki. Stosunkowo płaski charakter przestrzenny materiału wyjściowego został powiązany z podobnym zachowaniem ewolucji odkształcenia obserwowanym na Rys. 5.18a-Rys. 5.21a. Gdy materiał osiągnął określony poziom odkształcenia, jego wartość była stabilna aż do momentu pęknięcia próbki. Natomiast dla materiału po długotrwałej eksploatacji zaobserwowano niestabilny wzrost odkształcenia wraz z kolejnymi cyklami prowadzonymi aż do zniszczenia. Zachowanie takie było bardziej widoczne wraz ze wzrostem amplitudy naprężenia powyżej 400 MPa. Należy nadmienić, że na początku badań, eksploatowany materiał osiągał już wartość odkształcenia równą 4%, a w kolejnych cyklach odkształcenie to gwałtownie wzrastało, aż do pęknięcia próbki. Różnice te były niewielkie przy amplitudach naprężenia równych 330 MPa i 350 MPa, dla których można było zaobserwować nakładanie się danych (Rys. 5.26). Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono, że znaczenie oceny długotrwałej degradacji stali 10H2M pod obciążeniem odzerowo-tętniącym dodatnim jest niezwykle istotne w warunkach zmęczenia niskocyklowego. Niekontrolowany wzrost wartości odkształcenia, wynikający z degradacji mikrostruktury, przyspiesza rozwój uszkodzeń zmęczeniowych, a tym samym znacznie ogranicza jego czas eksploatacji.



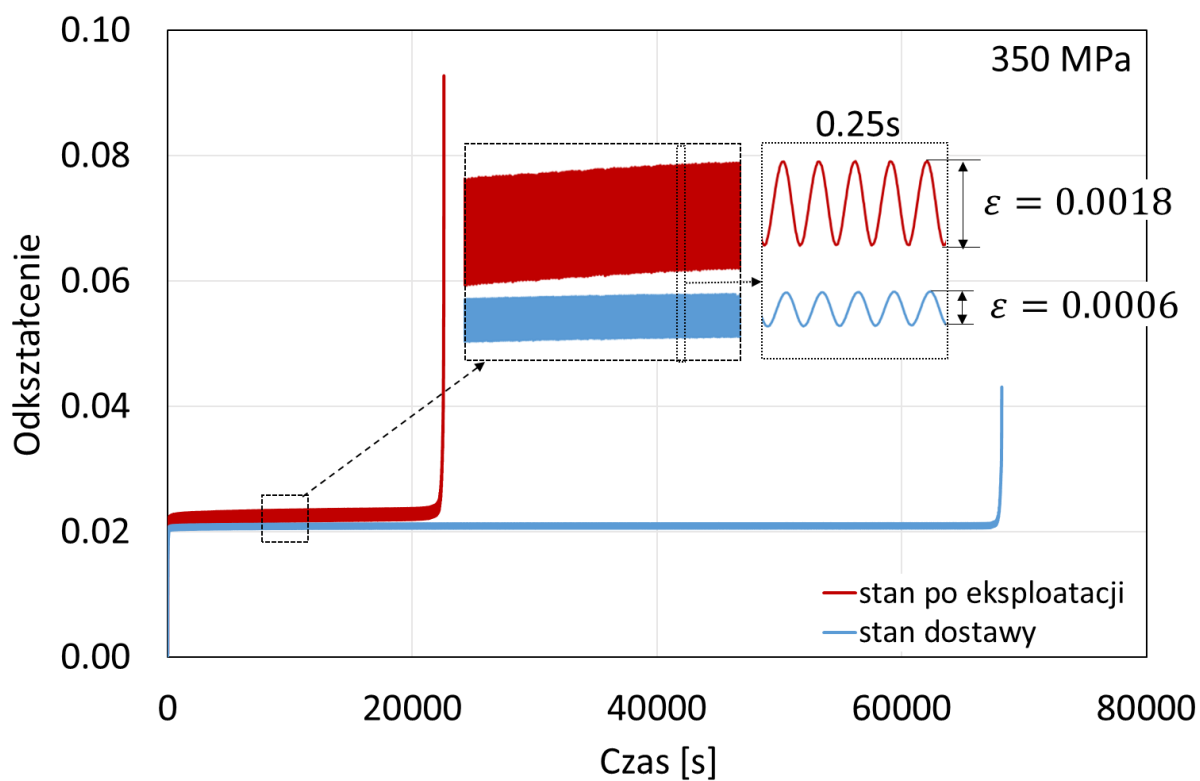
Rys. 5.26 Przestrzenny rozkład odkształcenia wygenerowany z pomiarów DIC wykonanych podczas badań zmęczeniowych materiału w stanie dostawy (kolor niebieski) i eksploatowanym (kolor czerwony) przy różnych wartościach amplitudy naprężenia

Zaproponowana metodyka analizy rozkładu odkształcenia na powierzchni próbki z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu może być również wykorzystana do efektywnej oceny wpływu długotrwałej degradacji na odpowiedź mechaniczną materiału. Porównanie rozkładu odkształcenia dla trzech punktów referencyjnych oraz wartości średniej otrzymanej z pomiarów ekstensometrem wraz z analizą profilu odkształcenia poprowadzonego wzdłuż szerokości próbki dla różnych stadiów rozwoju uszkodzenia rejestrowanego podczas próby zmęczeniowej pozwala sformułować następujące wnioski:

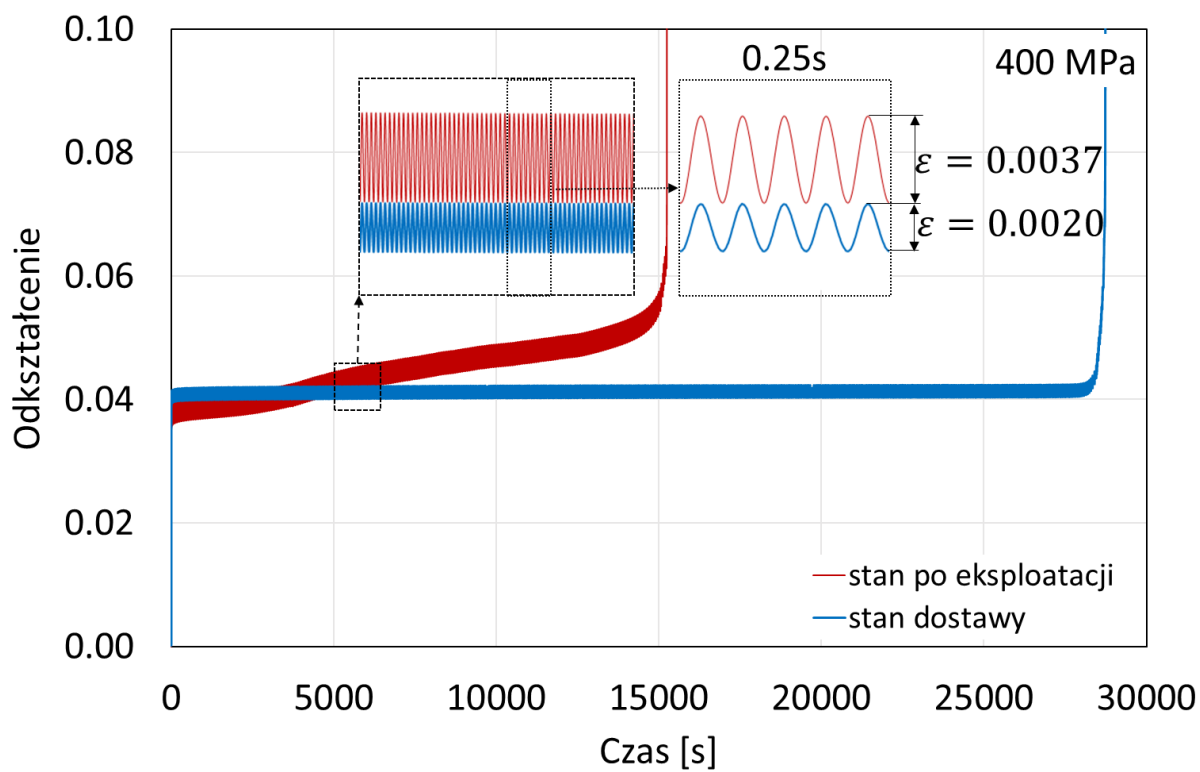
- Przy zastosowaniu najwyższych rozpatrywanych wartości amplitudy naprężenia (400 MPa i 430 MPa), dla materiału po długotrwałej eksploatacji, kumulacja odkształcenia rejestrowana była w środkowej części próbki, zaś inicjacja miejsca pęknięcia była trudna do przewidzenia, gdyż miała miejsce w końcowych etapach żywotności próbki (Rys. 5.19b), czemu towarzyszyła duża niejednorodność materiału. Z kolei materiał w stanie dostawy, po osiągnięciu stabilnej wartości odkształcenia, utrzymywał stały jej poziom aż do momentu inicjacji pęknięcia wskutek lokalizacji odkształcenia na krawędzi próbki (Rys. 5.22a, Rys. 5.23a).
- Zastosowanie najniższych rozpatrywanych wartości amplitudy naprężenia równych 350 MPa i 330 MPa, niezależnie od stanu materiału, skutkowało stabilnym rozwojem uszkodzenia materiału. Jednak lokalizacja miejsca inicjacji pęknięcia była możliwa jedynie dla materiału w stanie dostawy. Materiał po długotrwałej eksploatacji wykazywał zdolność do niekontrolowanej inicjacji pęknięcia w końcowych stadiach żywotności zmęczeniowej (Rys. 5.24, Rys. 5.25).

5.6 Ocena rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych w stali 10H2M pod wpływem obciążeń odzerowo-tętniających dodatnich wspomagana optycznymi pomiarami z wykorzystaniem DIC

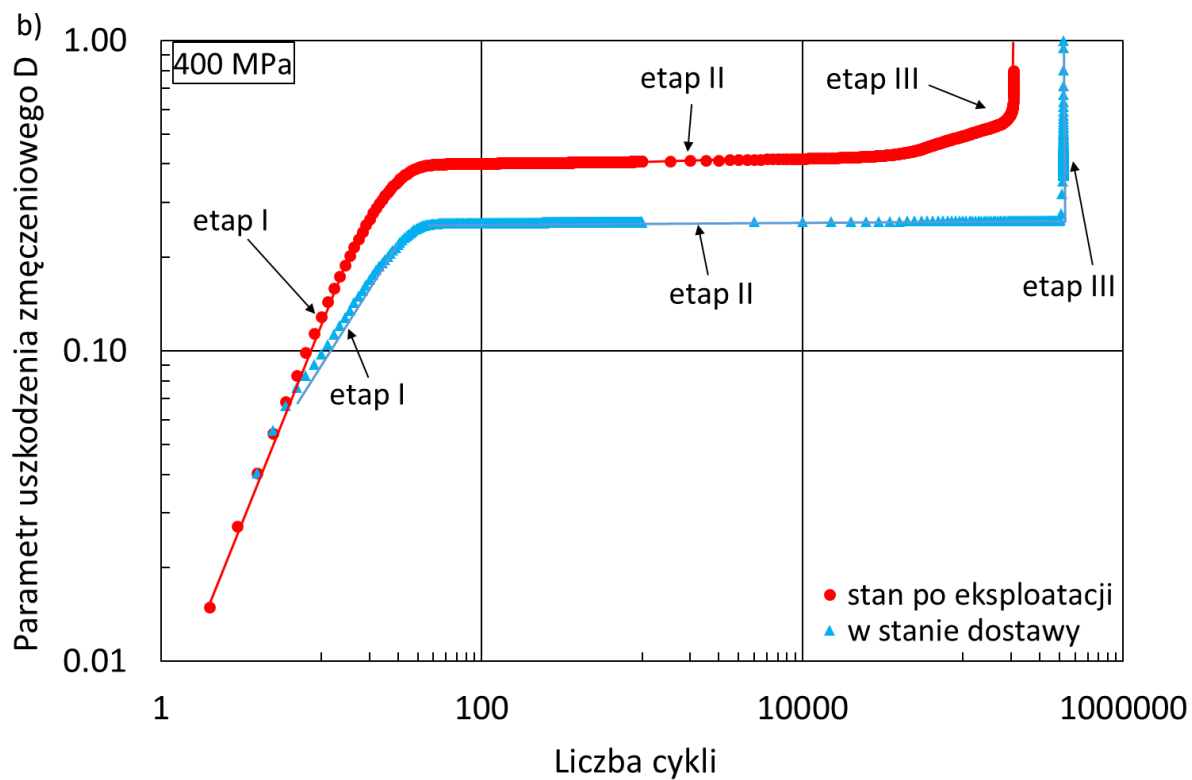
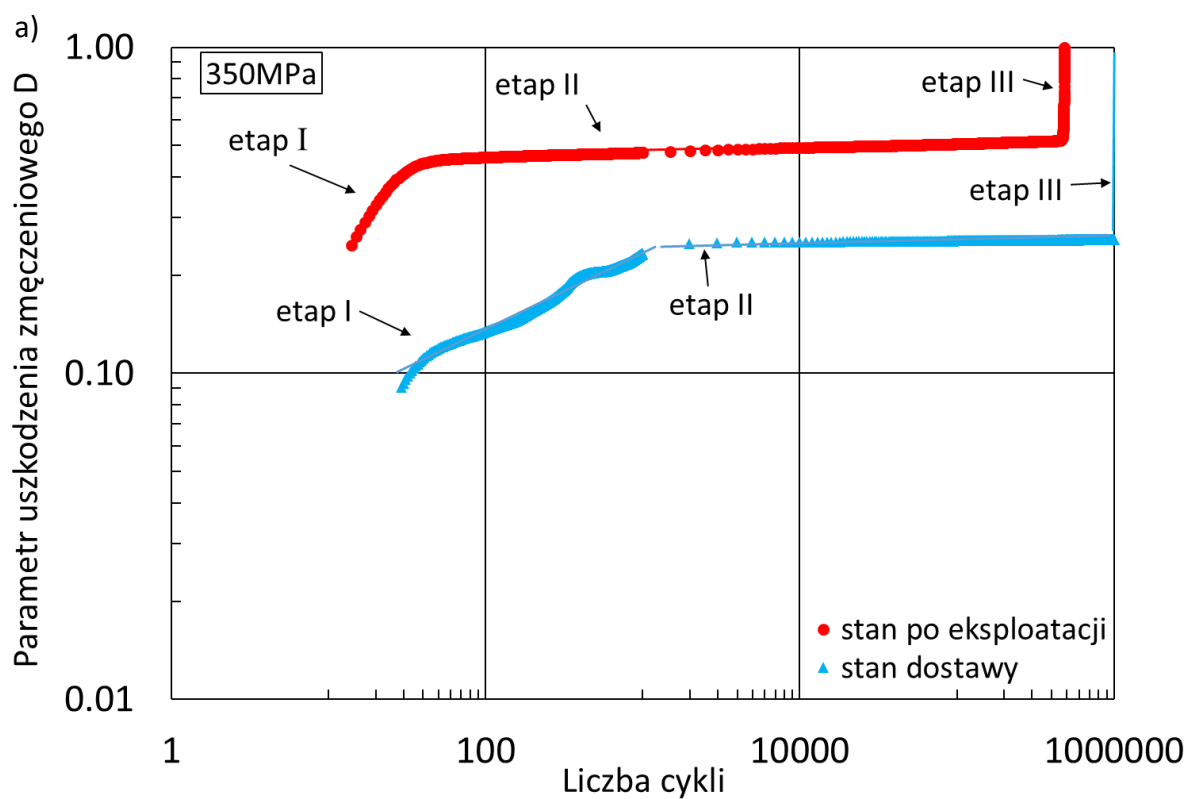
Ponieważ materiał był poddawany badaniom zmęczeniowym powyżej poziomu granicy plastyczności, odkształcenia plastyczne były generowane już w początkowych cyklach. Analizę danych doświadczalnych przeprowadzono na podstawie zmian wartości odkształcenia w zależności od czasu trwania eksperymentu (Rys. 5.28) oraz liczby cykli do zniszczenia. Zaobserwowano, że materiał poddany zmęczeniu przy tym samym zakresie naprężenia charakteryzował się różną odpowiedzią odkształceniową w zależności od swojego stanu. Wyniki badań pokazują, że odpowiedzi odkształceniowe materiału eksploatowanego poddanego zmęczeniu przy zakresie naprężenia 350 MPa (Rys. 27) i 400 MPa (Rys. 28) były odpowiednio trzy i dwa razy większe od odpowiedzi uzyskanych dla tego samego materiału w stanie dostawy. Różnice w odkształceniowych odpowiedziach przypisano zmianom mikrostrukturalnym. Efekt długotrwałej eksploatacji był bardziej widoczny przy niższym zakresie naprężenia (350 MPa), przy którym poziom odkształcenia zarejestrowany dla materiału poddanego 280 000 godzinom pracy był o 300% wyższy od obserwowanego dla materiału w stanie dostawy.



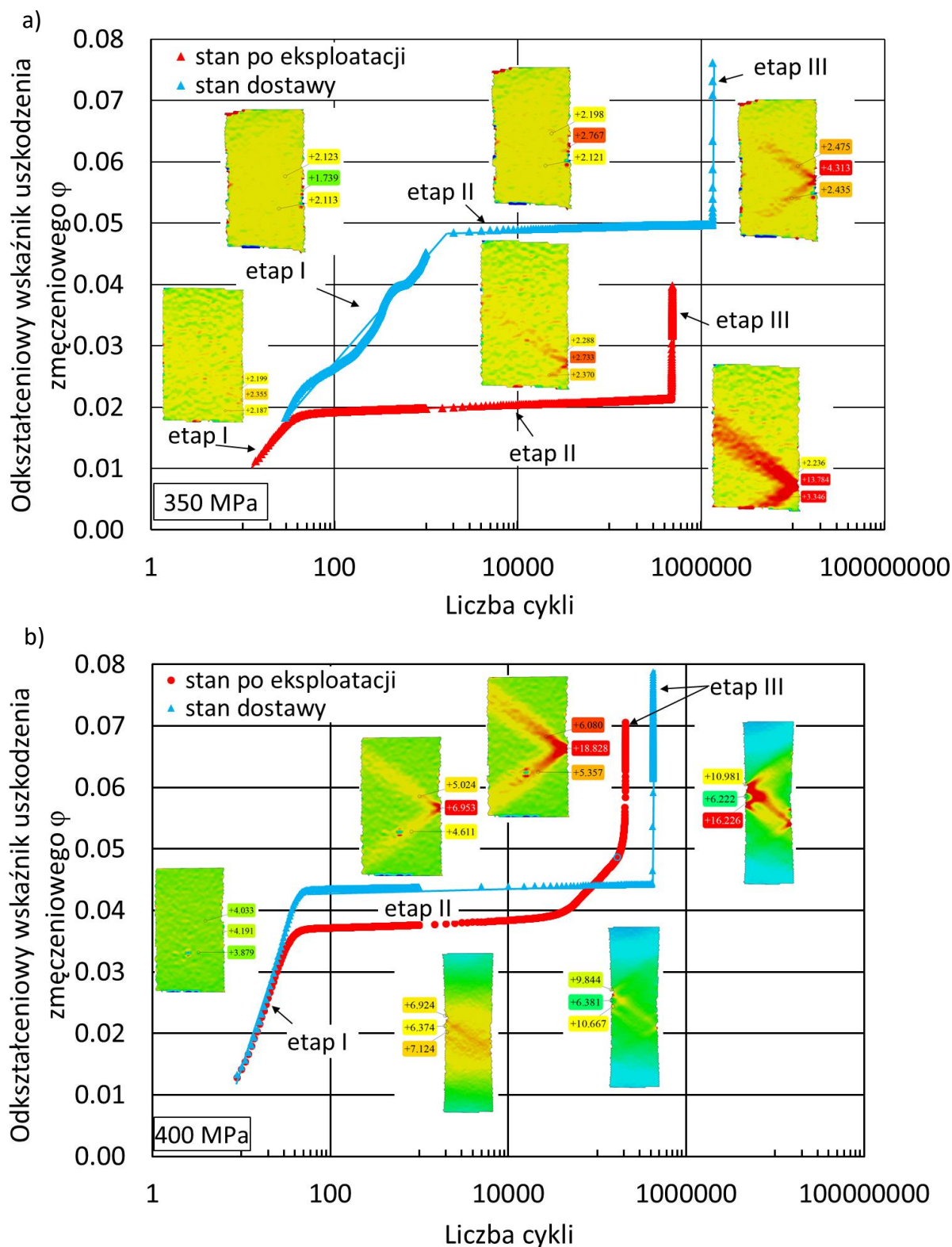
Rys. 5.27 Przebieg odkształcenia w funkcji czasu dla stali 10H2M poddanej cyklicznym obciążeniom o amplitudzie naprężenia wynoszącej 350 MPa.



Rys. 5.28 Przebieg odkształcenia w funkcji czasu dla stali 10H2M poddanej obciążeniom cyklicznym o amplitudzie naprężenia wynoszącej 400 MPa.



Rys. 5.29 Zmiany parametru uszkodzenia zmęczeniowego D w funkcji liczby cykli otrzymane przy amplitudzie naprężenia 350MPa (a) i 400 MPa (b) .



Rys. 5.30 Rozwój uszkodzeń zmęczeniowych otrzymanych przy amplitudzie naprężenia 350MPa (a) i 400 MPa (b) wyrażonych odształceniowym wskaźnikiem uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli.

Ocenę rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego w stali 10H2M przeprowadzono poprzez sprzężenie pomiarów DIC z metodyką odształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego, ϕ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D opisanego w [200]. Oba te

parametry charakteryzują pętlę histerezy na podstawie odpowiedzi odkształceniowej materiału. Ewolucję parametru uszkodzenia zmęczeniowego D w funkcji liczby cykli do zniszczenia dla zakresu naprężenia równego 350 MPa i 400 MPa przedstawiono odpowiednio na Rys. 5.30a i Rys. 5.30b. Łatwo zauważyć, że dynamika rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych była silnie uzależniona od zakresu naprężenia. Znaczące zmiany parametru D obserwowano w ciągu pierwszych 100 cykli (Rys. 5.30b). Dla stosunkowo niskich wartości amplitudy naprężenia uszkodzenie zmęczeniowe narastało stopniowo aż do osiągnięcia pewnej ustalonej prędkości, co reprezentowane jest na wykresie przez odcinek prosty (Rys. 5.30a). Następnie uszkodzenie postępowało już w sposób gwałtowny, czemu towarzyszyła propagacja dominującego pęknięcia i finalnie dekohezja próbki kończąca trzeci etap rozwoju uszkodzenia. Należy wspomnieć, że dla tej samej liczby cykli wartości parametru D są znacznie wyższe dla eksploatowanego materiału, co może dodatkowo potwierdzać silnie zaawansowany stan degradacji materiału w wyniku 280 000 godzin ekspozycji wysokotemperaturowej. Takie zachowanie można przypisać przemianie mikrostruktury martenzytu odpuszczonego, która jest wystarczająca do wywołania procesu zarodkowania mikropęknięć podczas zmęczenia, ponieważ znacznie przyspiesza dynamikę uszkodzenia w pierwszym etapie deformacji [201].

Ciekawych obserwacji dostarcza analiza zmian odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego φ , który zależy od szerokości pętli histerezy przy całkowitym odciążeniu oraz przesunięcia pętli histerezy w stanie nieobciążonym. Nietrudno zauważyć, że jego wartości dla materiału w stanie dostawy są wyższe od tych, które reprezentują stal po eksploatacji niezależnie od zastosowanej amplitudy naprężenia w testach zmęczeniowych. Widać zatem, że zdolność stali do odkształcania wyraźnie spadła po długotrwałej eksploatacji (Rys. 5.30ai b). Podobnie, jak w przypadku przebiegu zmian wartości parametru uszkodzenia D , także dla krzywych zmian odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego φ można wyróżnić trzy etapy: pierwszy to stopniowy, dość szybki jego wzrost, następnie stosunkowo długi okres, w którym wartość jego była niemalże stała, po czym następował bardzo szybki i praktycznie niekontrolowany etap jego wzrostu. Warto zwrócić uwagę, że czas niemal poziomego odcinka wykresu, który reprezentuje czas trwania ustalonej fazy procesu uszkodzenia jest uzależniony od wartości amplitudy cyklicznego naprężenia i w przypadku jej wyższej wartości dla stali w stanie dostawy jest znacznie dłuższy niż dla tego samego materiału po eksploatacji. Można zauważyć, że dla materiału eksploatowanego obszar stabilnego wzrostu uszkodzenia zmęczeniowego pojawia się w bardzo wczesnej fazie zmęczenia, wcześniejszej niż dla stali w stanie dostawy, szczególnie po cyklowaniu przy niższej amplitudzie naprężenia.

Wyniki dla III etapu degradacji materiału, tj. utworzenia pęknięcia dominującego i dalszego jego rozwoju, pokazują, że pojawiał się on znacznie wcześniej dla materiału eksploatowanego, Rys. 5.30a, b. Należy wspomnieć, że sam system DIC nie był w stanie zidentyfikować dynamiki uszkodzenia zmęczeniowego w okresie początkowych 100 cykli. Pewne wzrosty odkształcenia można było stwierdzić w centralnym obszarze próbki, jednak ich

wyraźna intensyfikacja następowała dopiero w drugim etapie rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego.

W końcowej fazie prowadzonej analizy, dane eksperymentalne uzyskane dla stali 10H2M skonfrontowano z modelem Basquina [3], który można wyrazić za pomocą następującego równania:

$$S = AN_f^B \quad (5.1)$$

gdzie S jest miarą naprężenia, N_f jest liczbą cykli do zniszczenia, a A i B są odpowiednio współczynnikiem oraz wykładnikiem trwałości. Obliczone parametry pozwalają określić granicę trwałości zmęczeniowej potrzebną do osiągnięcia 10^7 cykli (Tab. 5.3). Przewidywane z modelu wartości graniczne naprężenia są w dalszym ciągu niższe w porównaniu z wynikami uzyskanymi z eksperymentu (Rys. 5.29b), dlatego można stwierdzić, że bezpieczny czas eksploatacji stali 10H2M po 280 000h w dalszym ciągu nie został przekroczony. Dodatkowe obliczenia przeprowadzono także na podstawie danych dla stali energetycznej P91 w stanie wyjściowym i po długotrwałej eksploatacji przez 80 000h przy ciśnieniu wewnętrznym 8,4 MPa w temperaturze 540°C. Obliczone wartości graniczne naprężenia dla 10^8 cykli były nadal niższe niż zarejestrowane wartości trwałości zmęczeniowej wyznaczonej w trakcie prób zmęczeniowych za pomocą wykresu Wöhlera, jak pokazano w Tab. 5.3. Porównanie wyników z metodyką aproksymacji krzywych wykładniczych przebiegu zmian parametrów uszkodzenia D i φ dało również zadowalające oszacowanie.

Tab. 5.3 Parametry materiałowe uzyskane dla różnych stanów stali 10H2M i porównane ze stalą P91 (X10CrMoVNb9-1)

Stan materiału	A	B	Limit naprężenia dla 10^8 cykli [MPa]	Wytrzymałość zmęczeniowa z krzywej S-N [MPa]	Aproksymacja krzywych wykładniczych D/φ
10H2M stan dostawy	992	-0.033	269	300	293
10H2M po 280 000h	1018	-0.051	215	250	245
P91 stan dostawy	1053	-0.061	360	<400	460
P91 po 80 000h	853	-0.064	301	<320	320

5.7 Podsumowanie

W rozdziale przeanalizowano rozwój uszkodzeń zmęczeniowych w stali 10H2M w stanie dostawy i po 280 000 godzinach eksploatacji, stosując konwencjonalne krzywe S-N oraz metodę aproksymacji wykładników potęgowych odkształceniowego wskaźnika uszkodzeń zmęczeniowych φ i parametru uszkodzeń zmęczeniowych D . Długotrwała eksploatacja doprowadziła do znacznego pogorszenia trwałości eksploatacyjnej badanej stali ocenianej dla tych samych wartości amplitudy naprężenia. Zaproponowana metodyka została uznana za skuteczne narzędzie do przewidywania granicy amplitudy naprężenia zmęczeniowego i może

być z powodzeniem stosowana jako dodatkowe podejście dostarczające znacznie więcej danych charakteryzujących rozwój uszkodzeń zmęczeniowych niż krzywe S-N. Potwierdzono również, że dynamika rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych dla obu stanów stali może być z powodzeniem monitorowana przez system DIC. Stwierdzono, że program badań z wykorzystaniem DIC uwzględniający:

- jakościowe przedstawienie rozwoju uszkodzenia na powierzchni próbki w trakcie badań zmęczeniowych w postaci map rozkładu odkształcenia,
- ilościowe przedstawienie zmiany odkształcenia wzdłuż wybranych 6 profili części pomiarowej próbki,
- ilościowe przedstawienie zmiany odkształcenia dla całego przebiegu zmęczeniowego na podstawie analizy jej zmian w 3 punktach na powierzchni próbki skorelowane z danymi z pomiarów zrealizowanych za pomocą ekstensometru oraz jakościowymi mapami odkształcenia

pozwała na kompleksowy opis zmian zachodzących na powierzchni próbki pod wpływem działającego obciążenia cyklicznego. W rozdziale potwierdzono przydatność zaproponowanej metodyki, które może stanowić efektywne narzędzie przy porównywaniu odpowiedzi odkształceniowych materiałów poddawanych długotrwałej eksploatacji.

6 Uwagi podsumowujące i wnioski końcowe

W pracy przedstawiono wyniki badań zmęczeniowych nisko- i wysokocyklowych przeprowadzonych na stalach energetycznych P91 oraz 10H2M w stanach dostawy oraz po długotrwałej eksploatacji wynoszącej odpowiednio 80 000h i 280 000h. Omówiono również efektywną metodykę opracowania danych eksperymentalnych z wykorzystaniem mierzalnych parametrów uszkodzenia materiału: odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D , w celu charakteryzacji dynamiki rozwoju uszkodzenia materiału. Metodyka ta dostarcza szerszego zestawu danych o przebiegu procesu zmęczenia w porównaniu do konwencjonalnej techniki polegającej na określaniu krzywej S-N. W porównaniu z wynikami uzyskiwanymi na podstawie krzywej Wöhlera, przedstawiona metodyka daje możliwość identyfikacji głównych mechanizmów uszkodzenia wrażliwych na rozwój uszkodzenia. Z tego powodu może być traktowana jako podejście uzupełniające do krzywej S-N. Ponieważ krzywe Wöhlera przedstawiają jedynie wielkości amplitudy naprężenia w funkcji liczby cykli do zniszczenia, zaproponowana metodyka pozwala prowadzić analizy zmęczeniowe poprzez aproksymację wartości wykładników potęgowych, które reprezentują dane uzyskane od pierwszego do ostatniego cyklu obciążenia, odzwierciedlając tym samym fizyczne mechanizmy ewolucji uszkodzenia. Uwzględniając wszystkie etapy procesu uszkodzenia zmęczeniowego metodyka pozwala na wyeliminowanie z wyniku końcowego ewentualnych błędów związanych z lokalizacją defektów w postaci pustek lub karbów strukturalnych w materiale.

Na podstawie analizy eksperymentalnej i zaproponowanej metodyki stwierdzono, że graniczna wartość cyklicznej amplitudy naprężenia stali P91 eksploatowanej przez 80 000h w temperaturze 540°C oraz ciśnieniu wewnętrznym 2,9 MPa zmniejszyła się o 20% w porównaniu do materiału w stanie dostawy. Rozwój uszkodzenia zmęczeniowego wyrażony zmianami odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ w funkcji liczby cykli oraz ewolucja parametru uszkodzenia zmęczeniowego D były wyraźnie związane z mechanizmami uszkodzenia i jednoczesną ewolucją mikrostruktury występującą podczas cyklicznego obciążania. Dla każdego stanu materiału można było wyróżnić różne etapy dynamiki odkształcenia. Materiał eksploatowany charakteryzował się gruboziarnistą mikrostrukturą, która prowadziła do znacznego obniżenia wartości parametrów mechanicznych stali P91. Eksploatowany materiał o gruboziarnistej mikrostrukturze był bardziej wrażliwy na odkształcenia. Ekspozycja wysokotemperaturowa doprowadziła do ewolucji mikrostrukturalnej stali oraz przemian fazowych, a następnie powstawania nowych wydzielen, które znacznie obniżyły jej właściwości mechaniczne. Stąd zaobserwowano znaczny wzrost odkształceniowego wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego, ϕ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D po pierwszych 1000 cykli. Duży wzrost każdego z parametrów w trzecim etapie uszkodzenia związany był z postępującą dekohezją materiału spowodowaną szybkim wzrostem makropęknięć i ich późniejszą propagacją w postaci pęknięcia dominującego powstałego w końcowym etapie uszkodzenia.

Z kolei dla stali 10H2M wydłużony czas eksploatacji przez 280 000 godzin w temperaturze 540°C i ciśnieniu wewnętrznym 2,9 MPa doprowadził do nadmiernej degradacji mikrostruktury charakteryzującej się strukturą bainityczną, niewielką ilością ferrytu oraz wytrąconymi węglkami skupionymi na granicach ziaren, podczas gdy ten sam materiał w stanie dostawy posiadał strukturę ferrytyczno-bainityczną. Ilościowa ocena rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego w stali 10H2M przeprowadzona z wykorzystaniem metodyki odkształceniowego współczynnika uszkodzenia zmęczeniowego, ϕ , oraz parametru uszkodzenia zmęczeniowego D ujawniła, że dynamika rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych była silnie zależna od zakresu naprężenia. Stwierdzono, że dla stosunkowo niskich wartości amplitudy naprężenia, uszkodzenie zmęczeniowe rozwijało się stopniowo aż do osiągnięcia stabilizacji reprezentowanej na wykresach zmian rozpatrywanych parametrów uszkodzenia w postaci liniowego odcinka charakterystyki. Następnie uszkodzenie postępowało z gwałtownie narastającą prędkością aż do wystąpienia pęknięcia i ostatecznej dekohezji próbki. Należy podkreślić, że otrzymane wartości parametru D są znacznie wyższe dla eksploatowanego materiału, co stanowi potwierdzenie zaawansowanego stanu degradacji materiału w wyniku 280 000 godzin ekspozycji wysokotemperaturowej w stanie obciążonym. Takie zachowanie można przypisać przemianie mikrostruktury martenzytu odpuszczonego, która jest wystarczająca do uaktywnienia procesu zarodkowania mikropęknięć podczas zmęczenia, ponieważ znacznie przyspiesza dynamikę uszkodzenia w pierwszym etapie odkształcenia.

Odkształceniowy współczynnik uszkodzenia zmęczeniowego ϕ uzależniony jest od szerokości pętli histerezy przy całkowitym odciążeniu oraz jej przesunięcia w stanie

nieobciążonym. Jego wartość wyraźnie wzrastała na początku procesu w przypadku zastosowania najniższej rozpatrywanej amplitudy naprężenia dla stali P91, wynoszącej 350 MPa. Po takim wzroście następował etap stabilnego, dość wolnego przyrostu uszkodzenia, reprezentowanego przez prostoliniowy odcinek charakterystyki, którego czas trwania był nieco krótszy niż w przypadku materiału eksploatowanego. Tego rodzaju efektu nie potwierdziły jednak badania zmęczeniowe zrealizowane przy wyższej amplitudzie naprężenia. Różnice we wspomnianych efektach można przypisać umocnieniu materiału eksploatowanego wskutek wcześniejszej historii obciążenia i stąd przyrost uszkodzenia wskutek postępującej deformacji wymagał większej wartości amplitudy naprężenia. Uzyskane wyniki identyfikują dodatkowo pojawienie się dla materiału eksploatowanego prostego odcinka, reprezentującego stabilny etap rozwoju uszkodzenia materiału w bardzo wczesnej fazie zmęczenia, tj. przed pierwszymi 100 cyklami. Taki efekt również wiąże się ze wcześniejszą historią deformacji testowanego materiału.

Przeprowadzone badania jednoznacznie potwierdziły słuszność postawionej tezy, że poziom degradacji materiału, powodując zmiany w mikrostrukturze i obniżenie właściwości wytrzymałościowych materiału wskutek długotrwałej ekspozycji wysokotemperaturowej, warunkuje charakter i dynamikę jego degradacji w warunkach eksploatacyjnych. Dodatkowo potwierdzono, że zaproponowana metoda wydaje się być skuteczna w przewidywaniu granicznej wartości amplitudy naprężenia cyklicznego i może służyć jako skuteczny wskaźnik rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego.

W przedstawionej pracy wykonano również badania z użyciem optycznych systemów pomiarowych. Techniki te oceniono pod względem ich efektywności w monitorowaniu rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych w wybranych stalach energetycznych. Stwierdzono, że technika DIC, w przeciwieństwie do ESPI, umożliwia monitorowanie zachowania zmęczeniowego i precyzyjne wskazanie obszaru potencjalnego uszkodzenia we wczesnej fazie jego rozwoju. Głównym ograniczeniem stosowania techniki ESPI jest jej wysoka czułość, która powoduje wiele trudności podczas pracy z serwowanymi hydraulicznymi maszynami wytrzymałościowymi. Maszyny takie generują podczas eksperymentów drgania o wysokiej częstotliwości, spowodowane przepływem oleju zasilającego układy obciążające maszyny. Drgania te znacznie zakłócają pracę kamer ESPI i ograniczają jej możliwości pomiarowe. Należy podkreślić jednak, że technika ESPI również pozwoliła wskazywać miejsce lokalizacji obszaru potencjalnego uszkodzenia, chociaż znacznie później niż metoda DIC.

Program badań z wykorzystaniem DIC uwzględniający:

- (a) jakościowe przedstawienie rozwoju uszkodzenia na powierzchni próbki w trakcie badań zmęczeniowych w postaci map rozkładu odkształcenia,
- (b) ilościowe przedstawienie zmiany odkształcenia wzdłuż wybranych 6 profili części pomiarowej próbki oraz ilościowe przedstawienie zmiany odkształcenia dla całego przebiegu zmęczeniowego na podstawie analizy jej zmian w 3 punktach na powierzchni próbki skorelowane z zapisami ekstensometru, oraz

(c) opracowane jakościowe mapy odkształcenia

pozwala w kompleksowy sposób opisywać zmiany zachodzące na powierzchni próbki pod wpływem działającego obciążenia cyklicznego. W rozprawie udowodniono, że zaproponowana metodyka może być z powodzeniem stosowana przy porównywaniu odpowiedzi odkształceniowych materiałów poddawanych długotrwałej eksploatacji.

Uzyskane wyniki szeroko zakrojonych badań zmęczeniowych wspomaganych technikami optycznymi upoważniają do stwierdzenia, że dynamika rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych dla obu stanów stali może być z powodzeniem monitorowana przez system DIC i ilościowo oceniana za pomocą miary uszkodzeń zmęczeniowych ϕ oraz parametru uszkodzenia D. Zaproponowana metodyka może być z powodzeniem stosowana do porównywania odpowiedzi odkształceniowych materiałów poddawanych długotrwałej eksploatacji.

Zważywszy na złożoność zagadnienia monitorowania rozwoju uszkodzeń w stalach energetycznych poddanych cyklicznym obciążeniom, dalsze prace pogłębiające wiedzę w tym temacie powinny uwzględniać:

- testy zmęczeniowe w reżimie nisko- i wysokocyklowym, które uwzględniają faktyczną temperaturę pracy badanych stali. Badania te powinny być przeprowadzane z wykorzystaniem próbek klepsydrycznych w temperaturze 540°C zarówno pod obciążeniem symetrycznym, jak i odzerowo-tętniącym. Realizacja tego typu eksperymentów pozwoli z jednej strony oceniać poprawność przyjętej metodyki a z drugiej dokonywać oceny odpowiedzi materiału w warunkach odpowiadających jego środowisku eksploatacji.
- badania zmęczeniowe sprzężone z tomografem pozwalające „In-situ” monitorować zmiany materiałowe zachodzące w materiale na skutek zmiennego obciążenia cyklicznego. Dzięki zastosowaniu takiego podejścia możliwe byłoby scharakteryzowanie oraz dokładne opisanie faktycznych zmian mikrostrukturalnych zachodzących w materiale pod wpływem cyklicznych obciążeń w zakresie nisko i wysokocyklowym.
- analizy mikroskopowe przeprowadzane z wykorzystaniem detektora EBSD w miejscu inicjacji pęknięcia oraz w dalszych etapach rozwoju pęknięcia, które pozwoliłyby w sposób ilościowy opisać mechanizmy deformacji, inicjacji pęknięcia oraz jego późniejszej propagacji. Zdefiniowanie mechanizmów zmian mikrostruktury odpowiedzialnych za fizyczne uszkodzenie materiału stworzyłoby możliwości matematycznego opisu zachodzących zmian w formie odpowiednich modeli fizykalnych. Opracowanie modelu zachowania materiałów, zwłaszcza stali energetycznych, w warunkach obciążeń zmiennych umożliwiłoby wygenerowanie bazy danych stanowiącej platformę do powstania nowej metodologii przewidywania żywotności materiału.
- badania w złożonych stanach naprężenia odzwierciedlających rzeczywiste warunki eksploatacji materiałów przeznaczonych na elementy konstrukcji pracujące w istotnie podwyższonych temperaturach oraz środowisku narażonym na przyspieszoną korozję.

Odnosząc się do zadanych tez nasuwają się następujące wnioski:

1. Wpływ degradacji materiału na rozwój uszkodzeń w warunkach eksploatacyjnych

Degradacja mikrostruktury materiałów, takich jak stal X10CrMoVNb9-1 (P91) oraz 10CrMo9-10 (10H2M), została szczegółowo przeanalizowana w kontekście długotrwałej ekspozycji na warunki wysokotemperaturowe i obciążenia eksploatacyjne. Kluczowe zmiany obejmowały:

- Rozrost ziarna i wydzielenie faz wtórnych: Badania wykazały, że po 80 000 godzinach pracy w temperaturze 540°C stal P91 wykazywała znaczne rozrosty ziaren ferrytu oraz pojawienie się nowych wydzieleni węglików, co ograniczało zdolności materiału do przenoszenia obciążeń. Dla stali 10H2M, eksploatowanej przez 280 000 godzin, odnotowano wyraźne zmiany w składzie i dystrybucji faz, prowadzące do obniżenia granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie
- Mechanizmy propagacji uszkodzeń: Analiza mikroskopowa próbek wykazała, że wtrącenia i wydzielenia faz wtórnych stawały się lokalnymi punktami koncentracji naprężenia. W tych miejscach obserwowano inicjację mikropęknięć, które ewoluowały w większe pęknięcia, propagując się wzdłuż granic ziaren. Proces ten znacząco wpływał na dynamikę uszkodzeń i ostateczną trwałość zmęczeniową.

Uzyskane wyniki jednoznacznie wskazują, że poziom degradacji materiału, mierzony zmianami mikrostrukturalnymi i wartościami wybranych właściwości mechanicznych, jest kluczowym czynnikiem determinującym charakter i tempo uszkodzeń w warunkach eksploatacyjnych.

2. Mierzalne wskaźniki uszkodzeń zmęczeniowych jako alternatywa dla wykresów Wöhlera

Zastosowanie wskaźników takich, jak odkształceniowy współczynnik uszkodzenia zmęczeniowego (φ) i parametr D pozwoliło bardziej kompleksowo ocenić stan materiałów i ich zachowania pod obciążeniem cyklicznym. Główne wnioski to:

- Precyzyjne monitorowanie dynamiki uszkodzeń: Parametry φ i D umożliwiły śledzenie postępu uszkodzeń w czasie rzeczywistym. W przypadku stali P91 i 10H2M, ewolucja tych wskaźników pokazywała liniowe zmiany w początkowej fazie zmęczenia, a następnie gwałtowny wzrost w końcowej fazie życia materiału, co pozwala efektywniej prognozować trwałość zmęczeniową.
- Dokładniejsze dane na wczesnym etapie rozwoju uszkodzenia: Klasyczne wykresy S-N pomijają subtelne zmiany zachodzące w początkowym etapie cyklu zmęczeniowego. Wskaźniki φ i D identyfikują te zmiany, szczególnie w materiałach po długotrwałej eksploatacji, co jest istotne dla prewencyjnej diagnostyki materiałów konstrukcyjnych.
- Porównanie wyników: Wyznaczenie trwałości zmęczeniowej na podstawie wskaźników uszkodzenia φ i D dało porównywalne, a nawet bardziej precyzyjne wyniki w stosunku do wykresów Wöhlera. Przykładowo, dla stali 10H2M różnice w prognozowanej liczbie cykli do zniszczenia między metodą opartą na φ a klasycznym wykresem S-N wynosiły mniej niż 5%.

Zastosowanie takich wskaźników stanowi obiecującą alternatywę, zwłaszcza w aplikacjach przemysłowych wymagających ciągłego monitorowania stanu materiału.

3. Wpływ doboru optycznych systemów pomiarowych na monitorowanie stopnia uszkodzenia

Techniki optyczne, takie jak Electronic Speckle Pattern Interferometry (ESPI) i Digital Image Correlation (DIC), odegrały kluczową rolę w monitorowaniu i ocenie uszkodzeń zmęczeniowych. Ich zastosowanie przyniosło następujące korzyści:

- Precyzyjne mapowanie rozkładu odkształcenia: System DIC umożliwił pełnopolową wizualizację rozkładu przemieszczenia i odkształcenia na powierzchni próbek. W badaniach na stali P91 i 10H2M zidentyfikowano lokalne obszary koncentracji naprężenia już po kilku tysiącach cykli, co było kluczowe dla identyfikacji miejsc inicjacji pęknięć.
- Możliwość dynamicznego śledzenia zmian rozkładu wartości odkształcenia: Technika ESPI dostarczyła dynamicznych danych o zmianach naprężenia i odkształcenia podczas kolejnych cykli obciążeniowych. Rejestrowano zmiany histerezy naprężenia dla próbek w stanie dostawy i po eksploatacji, co pozwalało na identyfikację krytycznych etapów propagacji uszkodzenia.
- Efektywność w warunkach eksploatacyjnych: Optyczne systemy pomiarowe były szczególnie przydatne w badaniach na próbkach poddanych asymetrycznym cyklicznym obciążeniom (np. odzerowo-tętniącym). Dzięki wysokiej rozdzielczości i możliwości nieinwazyjnego pomiaru, systemy te mogą być skutecznie stosowane w przemyśle energetycznym do monitorowania stanów krytycznych elementów konstrukcji.
- Przeprowadzone badania pokazały, że wybór techniki optycznej uzależniony jest od struktury materiału, dla materiałów jednorodnych skuteczniejsze jest zastosowanie DIC, natomiast dla materiałów niejednorodnych obie wykorzystywane metody (DIC i ESPI) dawały podobne wyniki.

Dzięki zastosowaniu metod optycznych uzyskano dane, które trudno byłoby zebrać przy użyciu tradycyjnych technik mechanicznych. Wyniki wskazują na duży potencjał tych systemów w prewencyjnym monitorowaniu stanu materiałów pracujących w ekstremalnych warunkach eksploatacyjnych.

7 Literatura

- [1] A. Kurek, M. Kurek, i T. Łagoda, „Stress-life curve for high and low cycle fatigue”, *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, t. 57, nr 3, s. 677–684, lip. 2019, doi: 10.15632/jtam-pl/110126.
- [2] A. Wöhler, „Bericht über die Versuche, welche auf der Königl. Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn mit Apparaten zum Messen der Biegung und Verdrehung von Eisenbahnwagen-Achsen während der Fahrt angestellt wurden”, *Zeitschrift für Bauwesen*, t. 8, nr 1858, s. 641–652, 1858.
- [3] Basquin, „The exponential law of endurance tests”, *Proc Am Soc Test Mater*, t. 10, s. 625–630, 1910.
- [4] C. E. Stromeyer i W. E. Dalby, „The determination of fatigue limits under alternating stress conditions”, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, t. 90, nr 620, s. 411–425, sty. 1997, doi: 10.1098/rspa.1914.0066.
- [5] T. Palin-Luc, „Fatigue multiaxiale d’une fonte GS sous sollicitations combinées d’amplitude variable”, These de doctorat, Paris, ENSAM, 1996. Dostęp: 22 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <https://www.theses.fr/1996ENAM0029>
- [6] F. A. Bastenaire, „New Method for the Statistical Evaluation of Constant Stress Amplitude Fatigue-Test Results”, w *Probabilistic Aspects of Fatigue*, ASTM International, s. 3–28. doi: 10.1520/STP35402S.
- [7] F. G. Pascual i W. Q. Meeker, „Estimating Fatigue Curves With the Random Fatigue-Limit Model”, *Technometrics*, t. 41, nr 4, s. 277–289, lis. 1999, doi: 10.1080/00401706.1999.10485925.
- [8] A. Kato i M. Hayashi, „Fatigue life estimation of steel using laser speckle sensor”, *NDT & E International*, t. 32, nr 3, s. 139–145, kwi. 1999, doi: 10.1016/S0963-8695(98)00064-4.
- [9] J. Kohout, „Temperature dependence of stress–lifetime fatigue curves”, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, t. 23, nr 12, s. 969–977, 2000, doi: 10.1046/j.1460-2695.2000.00276.x.
- [10] J. Dobrzański, *Materiałoznawcza interpretacja trwałości stali dla energetyki =: Materials science interpretation of the life of steels for power plants*. w Open Press Library, no. volume 3, 2011. Gliwice: International OCSCO World Press, 2011.
- [11] M. Blicharski, „Zmiany mikrostruktury w połączeniach spawanych różnoimiennych materiałów stosowanych w energetyce”, *Przegląd Spawalnictwa*, t. R. 85, nr 3, s. 2–13, 2013.
- [12] G. Gierschner, „COMTES 700-on track towards the 50plus Power Plant New Build Europe 2008”, Düsseldorf, mar. 2008.
- [13] L. Mohrbach i C. Stolzenberger, „Ultra Super Critical Coal Generation”, zaprezentowano na IERE 2008 Florida Workshop „More kWhs... Less Carbon”, 2008.
- [14] T. Chmielniak, „Kierunki ewolucji głównych maszyn i urządzeń energetycznych dla nowych rozwiązań i koncepcji bloków energetycznych”, w *Materiały i technologie do budowy kotłów nadkrytycznych i spalarni odpadów*, Katowice: Wydawnictwo Stowarzyszenia Inżynierów i Techników Przemysłu Hutniczego w Polsce, 2009, s. 12–26.
- [15] M. Łomozik, „Creep-resisting structural steels for the power industry - the past and the present time”, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, t. R. 57, nr 5, 2013, Dostęp: 21 grudzień 2023. [Online]. Dostępne na:

<http://yadda.icm.edu.pl/baztech/element/bwmeta1.element.baztech-f48c90c0-295d-47ea-86ca-ada545011f88>

- [16] T.-U. Kern, M. Staubli, K.-H. Mayer, K. Escher, i G. Zeiler, „The European effort in development of new high temperature rotor materials up to 650 jC”, zaprezentowano na International Conference on Materials for Advanced Power Engineering, Liege, Belgium, 2002.
- [17] M. Staubli, K.-H. Mayer, W. Giselsbrecht, J. Stief, A. DiGiacfrancesco, i T.-U. Kern, „Development of creep resistant cast steels within the European collaboration in advanced steam turbine materials for ultra efficient, low emission steam power plant”, zaprezentowano na International Conference on Materials for Advanced Power Engineering, Liege, Belgium: Proceedings of the International Conference on Materials for Advanced Power Engineering, 2002, s. 80.
- [18] T. Fujita, „Advances in 9–12%Cr heat resistant steels for power plant”, zaprezentowano na Proceedings of the 3rd Conference on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants, London: The Institute of Materials, 2001, s. 33–65.
- [19] V. Skleniecka, „Development of intergranular damage under high temperature loading conditions”, *Kluwer Academic Publishing*, s. 43–58, 1996.
- [20] B. Scarlin i G. N. Stamatelopoulos, „New boiler materials for advanced steam conditions”, zaprezentowano na Proceedings of the 7th Liege Conference, University de Liege: Materials for Advanced Power Engineering 2002, 2002, s. 1091–1108.
- [21] J. Brózda, „Stale austenityczne nowej generacji stosowane na urządzenia energetyki o parametrach nadkrytycznych i ich spawanie.”, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, t. R. 50, nr 5, s. 40–48, 2006.
- [22] A. Hernas, *Creep strength of steels and alloys*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 1999. Dostęp: 21 grudzień 2023. [Online]. Dostępne na: <https://delibra.bg.polsl.pl/dlibra/publication/80715/edition/71651>
- [23] D. Kukła, Z. Kowalewski, P. Grzywna, i K. Kubiak, „Assessment of fatigue damage development in power engineering steel by local strain analysis”, *Kovove Materialy*, t. 52, s. 269–277, sty. 2014, doi: 10.4149/km_2014_5_269.
- [24] G. Socha, „Experimental investigations of fatigue cracks nucleation, growth and coalescence in structural steel”, *International Journal of Fatigue*, t. 25, nr 2, s. 139–147, luty 2003, doi: 10.1016/S0142-1123(02)00068-3.
- [25] A. Zieliński, *Trwałość eksploatacyjna żarowytrzymałych stali o osnowie ferrytycznej w warunkach długotrwałego oddziaływania temperatury*. Instytut Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica, 2016.
- [26] K. Singh, G. Reddy, D. V. Vidyasagar, i V. Thyagarajan, „Creep and creep damage assessment in P91 weld joints”, t. 2005, s. 825–836, sty. 2005.
- [27] P. Grzywna i D. Kukła, „Wpływ eksploatacji na wybrane właściwości mechaniczne stali X10CrMoVnB9-1 (P91)”, *Przegląd Spawalnictwa - Welding Technology Review*, t. 85, grudz. 2013, doi: 10.26628/ps.v85i12.150.
- [28] D. Kukła, A. Zagórski, i P. Grzywna, „Ocena rozwoju procesów zmeczeniowych związanych z lokalnymi odkształceniami na przykładzie stali P91 dla energetyki”, *Energetyka*, t. nr 8, s. 436–440, 2012.
- [29] Z. L. Kowalewski, L. Dietrich, D. Kukła, P. Grzywna, i T. Szymczak, „Parametry uszkodzenia w procesie zmęczenia oraz ich miary”, *Energetyka*, t. nr 11, s. 706–710, 2012.

- [30] A. A. Saad, C. J. Hyde, W. Sun, i T. H. Hyde, „Thermal-mechanical fatigue simulation of a P91 steel in a temperature range of 400–600°C”, *Materials at High Temperatures*, t. 28, nr 3, s. 212–218, wrz. 2011, doi: 10.3184/096034011X13072954674044.
- [31] C. Pandey i in., „A brief study on δ -ferrite evolution in dissimilar P91 and P92 steel weld joint and their effect on mechanical properties”, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, t. 18, s. 713–722, grudz. 2017, doi: 10.1016/j.acme.2017.12.002.
- [32] N. Saini, C. Pandey, M. M. Mahapatra, H. K. Narang, R. S. Mulik, i P. Kumar, „A comparative study of ductile-brittle transition behavior and fractography of P91 and P92 steel”, *Engineering Failure Analysis*, t. 81, s. 245–253, lis. 2017, doi: 10.1016/j.engfailanal.2017.06.044.
- [33] D. T. Erten, T. T. Nguyen, T. M. Jeong, i K. B. Yoon, „Creep deformation and rupture behaviour of service exposed P91 weld and base steel measured by miniature tensile creep testing”, *Materials at High Temperatures*, t. 34, nr 5–6, s. 425–433, lis. 2017, doi: 10.1080/09603409.2017.1381497.
- [34] A. Thomas, P. Seliger, i T. Hauke, „Material behaviour and plant experience of P91/P92 components”, *Materials at High Temperatures*, t. 34, nr 4, s. 289–297, lip. 2017, doi: 10.1080/09603409.2017.1316957.
- [35] A. Orlová, J. Buršík, K. Kuchařová, i V. Sklenička, „Microstructural development during high temperature creep of 9% Cr steel”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 245, nr 1, s. 39–48, kwi. 1998, doi: 10.1016/S0921-5093(97)00708-9.
- [36] J. S. Lee, H. G. Armaki, K. Maruyama, T. Muraki, i H. Asahi, „Causes of breakdown of creep strength in 9Cr–1.8W–0.5Mo–VNb steel”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 428, nr 1, s. 270–275, lip. 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.05.010.
- [37] C. G. Panait, W. Bendick, A. Fuchsmann, A.-F. Gourgues-Lorenzon, i J. Besson, „Study of the microstructure of the Grade 91 steel after more than 100,000 h of creep exposure at 600 °C”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, t. 87, nr 6, s. 326–335, cze. 2010, doi: 10.1016/j.ijpvp.2010.03.017.
- [38] C. G. Panait, A. Zielińska-Lipiec, T. Koziel, A. Czyrska-Filemonowicz, A.-F. Gourgues-Lorenzon, i W. Bendick, „Evolution of dislocation density, size of subgrains and MX-type precipitates in a P91 steel during creep and during thermal ageing at 600°C for more than 100,000h”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 527, nr 16, s. 4062–4069, cze. 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.03.010.
- [39] K. Sawada, H. Kushima, M. Tabuchi, i K. Kimura, „Microstructural degradation of Gr.91 steel during creep under low stress”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 528, nr 16, s. 5511–5518, cze. 2011, doi: 10.1016/j.msea.2011.03.073.
- [40] K. Sawada, H. Kushima, T. Hara, M. Tabuchi, i K. Kimura, „Heat-to-heat variation of creep strength and long-term stability of microstructure in Grade 91 steels”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 597, s. 164–170, mar. 2014, doi: 10.1016/j.msea.2013.12.088.
- [41] Z. L. (1957-) Kowalewski, „Zjawisko pełzania metali : eksperyment i modelowanie”, *Biblioteka Mechaniki Stosowanej. Seria A, Monografie*, 2005, Dostęp: 21 grudzień 2023. [Online]. Dostępne na: <https://rcin.org.pl/dlibra/publication/29496>
- [42] Y.-C. Chiou i J.-K. Yang, „The effects of pre-deformation on the subsequent fatigue behaviors of SUS 430 Stainless Steel in load-control”, *International Journal of Solids and Structures*, t. 49, nr 23, s. 3263–3268, lis. 2012, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2012.06.023.
- [43] D. F. Li, N. P. O'Dowd, C. M. Davies, i K. M. Nikbin, „A review of the effect of prior inelastic deformation on high temperature mechanical response of engineering alloys”,

- International Journal of Pressure Vessels and Piping*, t. 87, nr 10, s. 531–542, paź. 2010, doi: 10.1016/j.ijpvp.2010.07.010.
- [44] S. Kikuchi i B. Ilchner, „Effects of a small prestrain at high temperatures on the creep behaviour of AISI 304 stainless steel”, *Scripta Metallurgica*, t. 20, nr 2, s. 159–162, luty 1986, doi: 10.1016/0036-9748(86)90117-1.
 - [45] S. Usami i T. Mori, „Creep deformation of austenitic steels at medium and low temperatures”, *Cryogenics*, t. 40, nr 2, s. 117–126, luty 2000, doi: 10.1016/S0011-2275(00)00016-3.
 - [46] R. T. Marlin, F. Cosandey, i J. K. Tien, „The effect of predeformation on the creep and stress rupture of an oxide dispersion strengthened mechanical alloy”, *Metall Trans A*, t. 11, nr 11, s. 1771–1775, lis. 1980, doi: 10.1007/BF02655090.
 - [47] J. N. Wang, A. J. Schwartz, T. G. Nieh, i D. Clemens, „Reduction of primary creep in TiAl alloys by prestraining”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 206, nr 1, s. 63–70, luty 1996, doi: 10.1016/0921-5093(95)09993-X.
 - [48] J. M. Cairney, T. S. Rong, I. P. Jones, i R. E. Smallman, „Intermediate temperature creep mechanisms in Ni₃Al”, *Philosophical Magazine*, t. 83, nr 15, s. 1827–1843, sty. 2003, doi: 10.1080/1478643031000081293.
 - [49] D. Zuo, Z. Cao, Y. Cao, i G. Zheng, „Effect of Pre-Stretching on Microstructures and Mechanical Behaviors of Creep-Aged 7055 Al Alloy and Its Constitutive Modeling”, *Metals*, t. 9, nr 5, s. 584, maj 2019, doi: 10.3390/met9050584.
 - [50] P. Ghosal i S. K. Paul, „Influence of high cycle fatigue damage on uniaxial tensile and notch tensile behavior of C–Mn steel”, *Mater. Res. Express*, t. 6, nr 12, s. 126596, grudz. 2019, doi: 10.1088/2053-1591/ab5ac6.
 - [51] Z. L. Kowalewski, L. Dietrich, M. Kopeć, T. Szymczak, i P. Grzywna, „NOWOCZESNE SYSTEMY OPTYCZNE W BADANIACH MECHANICZNYCH – BUDOWA, DZIAŁANIE, ZASTOSOWANIA”.
 - [52] M. Singh, „Application of Steel in Automotive Industry”, t. 9001, lip. 2016.
 - [53] D. Matlock, J. G. Speer, E. De Moor, i P. J. Gibbs, „Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: An overview”, *JESTECH*, t. 15, s. 1–12, sty. 2012.
 - [54] C. Scott, S. Allain, M. Faral, i N. Guelton, „The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications”, *Rev. Met. Paris*, t. 103, nr 6, Art. nr 6, cze. 2006, doi: 10.1051/metal:2006142.
 - [55] S. K. Paul, S. Sivaprasad, S. Dhar, i S. Tarafder, „Cyclic plastic deformation and damage in 304LN stainless steel”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 528, nr 15, s. 4873–4882, cze. 2011, doi: 10.1016/j.msea.2011.03.048.
 - [56] W. Moćko, „The influence of stress-controlled tensile fatigue loading on the stress–strain characteristics of AISI 1045 steel”, *Materials & Design*, t. 58, s. 145–153, cze. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.02.021.
 - [57] K. Mariappan, V. Shankar, R. Sandhya, A. K. Bhaduri, i K. Laha, „Comparative assessment of remnant tensile properties of modified 9Cr-1Mo steel under prior low cycle fatigue and creep-fatigue interaction loading”, *International Journal of Fatigue*, t. 103, s. 342–352, paź. 2017, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.05.013.
 - [58] W. Moćko, A. Brodecki, i L. Kruszka, „Mechanical response of dual phase steel at quasi-static and dynamic tensile loadings after initial fatigue loading”, *Mechanics of Materials*, t. 92, s. 18–27, sty. 2016, doi: 10.1016/j.mechmat.2015.07.015.

- [59] K. Jung i S. Kim, „Degradation Characteristics of Microstructure and Mechanical Properties for 9Cr-1MoVNb Steel aged under High-Temperature”, *Acta Phys. Pol. A*, t. 135, nr 5, s. 994–998, maj 2019, doi: 10.12693/APhysPolA.135.994.
- [60] A. Zieliński, M. Sroka, H. Purzyńska, i F. Novy, „Mechanical properties of Super 304H steel after long-term ageing at 650 and 700°C”, *Bulletin of the Polish Academy of Sciences: Technical Sciences*, t. 71, nr 2, s. 1–7, mar. 2023, doi: 10.24425/bpasts.2023.144612.
- [61] O. Nemchuk, M. Hredil, V. Pustovoy, i O. Nesterov, „Role of in-service conditions in operational degradation of mechanical properties of portal cranes steel”, *Procedia Structural Integrity*, t. 16, s. 245–251, sty. 2019, doi: 10.1016/j.prostr.2019.07.048.
- [62] S. V. Panin i in., „Effect of Operating Degradation in Arctic Conditions on Physical and Mechanical Properties of 09Mn2Si Pipeline Steel”, *Procedia Engineering*, t. 178, s. 597–603, sty. 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2017.01.117.
- [63] J. Choi, C.-S. Seok, S. Park, i G. Kim, „Effect of high-temperature degradation on microstructure evolution and mechanical properties of austenitic heat-resistant steel”, *Journal of Materials Research and Technology*, t. 8, nr 2, s. 2011–2020, kwi. 2019, doi: 10.1016/j.jmrt.2018.11.017.
- [64] G. Golański, I. Pietryka, J. Jasak, J. Słania, P. Urbańczyk, i P. Wieczorek, „Degradation of Microstructure and Mechanical Properties of 15HM Steel after 420 000 Hours of Service”, *Advances in Materials Science*, t. 14, nr 4, s. 5–11, grudz. 2014, doi: 10.2478/adms-2014-0016.
- [65] S. Akanda, R. Oleksak, R. Repukaiti, K. Rozman, i Ö. Doğan, „Effect of Specimen Thickness on the Degradation of Mechanical Properties of Ferritic-Martensitic P91 Steel by Direct-fired Supercritical CO₂ Power Cycle Environment”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, t. 52, lis. 2020, doi: 10.1007/s11661-020-06065-9.
- [66] L. M. Kachanov, *The theory of creep*. National Lending Library for Science & Technology, 1967.
- [67] S. Murakami i N. Ohno, „A Continuum Theory of Creep and Creep Damage”, w *Creep in Structures*, A. R. S. Ponter i D. R. Hayhurst, Red., w International Union of Theoretical and Applied Mechanics. Berlin, Heidelberg: Springer, 1981, s. 422–444. doi: 10.1007/978-3-642-81598-0_28.
- [68] J. Lemaître i J. Dufailly, „Damage measurements”, *Engineering Fracture Mechanics*, t. 28, nr 5, s. 643–661, sty. 1987, doi: 10.1016/0013-7944(87)90059-2.
- [69] P. Bompard, „Effets endommageants de la porosité sur la propagation des fissures dans le nickel fritté”, These de doctorat, Compiègne, 1986. Dostęp: 23 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <https://www.theses.fr/1986COMPE050>
- [70] J. Lemaître, J. P. Cordebois, i J. Duffailly, „Sur le couplage en-dommagement-elasticite”, *Compte-rendu a l'Academie des Sciences*, s. 391, 1979.
- [71] J. Duffailly, *Modélisation mécanique et identification de l'endommagement plastique des métaux*. 1980.
- [72] Y. Berthaud, „Mesure de l'endommagement du béton par une méthode ultrasonore”, These de doctorat, Paris 6, 1988. Dostęp: 23 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <https://www.theses.fr/1988PA066076>
- [73] J. Lemaître i J.-L. Chaboche, *Mécanique des matériaux solides*, 2ème ed. Paris: Dunod : Bordas, 1988. Dostęp: 23 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <http://catalogue.bnf.fr/ark:/12148/cb34927184q>

- [74] A. Śliwiński, *Ultradźwięki i ich zastosowania*. Warszawa: WNT, 1993. Dostęp: 23 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <https://bookmaster.com.pl/ksiazka-28793-ultradzwieki-i-ich-zastosowania-antoni-sliwinski>
- [75] Z. L. Kowalewski, *Pelzanie metali - Techniki badań, mechanizmy i przykładowe wyniki*. Warszawa: Biuro Gamma, 2005. Dostęp: 23 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <https://tezeusz.pl/pelzanie-metali-zbigniew-l-kowalewski>
- [76] S. Mackiewicz, „Możliwości ultradźwiękowej oceny degradacji stali energetycznych w wyniku długotrwałej eksploatacji.”, zaprezentowano na VII Sympozjum Informacyjno-Szkoleniowe „Diagnostyka i remonty długoeksploatowanych urządzeń energetycznych. Nowe problemy diagnostyczne na starych blokach energetycznych, Ustroń, 07.10 2005.
- [77] Z. L. Kowalewski, J. Szelażek, S. Mackiewicz, i B. Augustyniak, „Znaczenie interdyscyplinarności w badaniach stopnia zużycia stali energetycznych”, zaprezentowano na XV Seminarium Nieniszczące Badania Materiałów, Zakopane, 13.03 2009.
- [78] J. Szelażek, S. Mackiewicz, i Z. L. Kowalewski, „New samples with artificial voids for ultrasonic investigation of material damage due to creep”, *NDT & E International*, t. 42, nr 2, s. 150–156, mar. 2009, doi: 10.1016/j.ndteint.2008.11.004.
- [79] S. Mackiewicz, Z. L. Kowalewski, J. Szelażek, i J. Deputat, „Badania mechaniczne i ultradźwiękowe stanu uszkodzenia materiałów wskutek procesu pelzania”, *Przegląd Mechaniczny*, s. 15–24, 2005.
- [80] S. Mackiewicz, „Wykorzystanie zjawiska anizotropii akustycznej do oceny mikrouszkodzenia materiałów”, zaprezentowano na 35-ta Krajowa Konferencja Badań Nieniszczących, Szczyrk, 2006.
- [81] S. Mackiewicz, „Pomiary parametrów akustycznych materiałów w badaniach stopnia degradacji struktury”, zaprezentowano na Badania Mechanicznych Właściwości Materiałów i Konstrukcji, Warszawa: Lapromat, 13.12 2003, s. 75–89.
- [82] J. (1935-) Deputat, „Własności i wykorzystanie zjawiska elastoakustycznego do pomiarów naprężeń własnych”, *Prace IPPT IFTR REPORTS*, 1987, Dostęp: 23 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <https://rcin.org.pl/dlibra/publication/7879>
- [83] J. Szelażek, „Postępy w ultradźwiękowych badaniach naprężeń / Jacek Szelażek ; Pracownia Ultradźwiękowych Badań Materiałów. Zakład Teorii Ośrodków Ciągłych.”, Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Warszawa, 2001.
- [84] D. M. Egle i D. E. Bray, „Measurement of acoustoelastic and third-order elastic constants for rail steel”, *The Journal of the Acoustical Society of America*, t. 60, nr 3, s. 741–744, wrz. 1976, doi: 10.1121/1.381146.
- [85] D. M. Egle i D. E. Bray, „APPLICATION OF THE ACOUSTIC-ELASTIC EFFECT TO RAIL STRESS MEASUREMENT”, *Materials Evaluation*, t. 37, nr 4, mar. 1979, Dostęp: 23 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <https://trid.trb.org/View/86319>
- [86] K. Schroeder i J. C. McClure, „The Barkhausen effect”, *CRC Critical Reviews of Solid State Science*, t. 6, s. 45, 1979.
- [87] D. J. Buttle i in., „Magnetoacoustic and Barkhausen emission in ferromagnetic materials”, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, t. 320, nr 1554, s. 363–378, sty. 1997, doi: 10.1098/rsta.1986.0124.
- [88] D. Jiles, „Dynamics of domain magnetization and the Barkhausen effect”, *Czechoslovak Journal of Physics*, t. 50, s. 893–924, sie. 2000, doi: 10.1023/A:1022846128461.
- [89] J. Dudziewicz, *Podstawy elektromagnetyzmu*. Warszawa: WNT, 1972.

- [90] M. Lindgren i T. Lepistö, „Relation between residual stress and Barkhausen noise in a duplex steel”, *NDT & E International*, t. 36, nr 5, s. 279–288, lip. 2003, doi: 10.1016/S0963-8695(03)00002-1.
- [91] I. Mészáros i J. Ginsztler, „Magnetic Investigation of Thermal Shock Fatigue Process”, *Key Engineering Materials - KEY ENG MAT*, t. 345–346, s. 1283–1286, sie. 2007, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.345-346.1283.
- [92] D.-W. Kim i D. Kwon, „Quantification of the Barkhausen noise method for the evaluation of time-dependent degradation”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, t. 257, nr 2, s. 175–183, luty 2003, doi: 10.1016/S0304-8853(02)00575-9.
- [93] M. F. de Campos i in., „Magnetic Barkhausen Noise in quenched carburized steels”, *J. Phys.: Conf. Ser.*, t. 303, nr 1, s. 012030, lip. 2011, doi: 10.1088/1742-6596/303/1/012030.
- [94] E. Monlevade, M. F. Campos, F. Franco, J. Capó-Sánchez, H. Goldenstein, i L. R. Padovese, „Magnetic Barkhausen Noise in Quenched Carburized Nickel-Steels”, *IEEE Transactions on Magnetics*, t. 48, s. 1465–1468, kwi. 2012, doi: 10.1109/TMAG.2011.2173666.
- [95] C. C. H. Lo, „Magnetic Nondestructive Characterization of Case Depth in Surface-Hardened Steel Components”, w *AIP Conference Proceedings*, Brunswick, Maine (USA): AIP, 2006, s. 1253–1260. doi: 10.1063/1.2184668.
- [96] G. Lomaev i E. Kharanzhevskiy, „Testing of laser-quenched layers with the help of Barkhausen noise”, *Russian Journal of Nondestructive Testing*, t. 36, s. 631–639, wrz. 2000, doi: 10.1007/BF02759440.
- [97] T. Piech, *Badania magnetyczne* : Biuro Gamma, 1998. Dostęp: 23 luty 2024. [Online]. Dostępne na: <https://katalog.pm.szczecin.pl/3653100132370/piech-tomasz/badania-magnetyczne?bibFilter=365>
- [98] B. Augustyniak i J. Degauque, „New approach to hysteresis process investigation using mechanical and magnetic Barkhausen effects”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, t. 140–144, s. 1837–1838, luty 1995, doi: 10.1016/0304-8853(94)01603-8.
- [99] B. Augustyniak i J. Degauque, „Magneto-mechanical properties evolution of Fe–C alloy during precipitation process”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 370, nr 1, s. 376–380, kwi. 2004, doi: 10.1016/j.msea.2003.02.005.
- [100] J. Degauque, „Magnetomechanical Effects and Magnetomechanical Damping of Ferromagnetic Materials”, *Materials Science Forum*, t. 119–121, s. 839–846, 1991, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.119-121.839.
- [101] B. Augustyniak, „Podstawy fizyczne wykorzystania własności magnetosprężystych dla oceny naprężeń wewnętrznych i zewnętrznych materiałów ferromagnetycznych”, zaprezentowano na I Krajowa Konferencja Podstawy Fizyczne Badań Nieniszczących, Gliwice, 1995.
- [102] S. P. Sagar, N. Parida, S. Das, G. Dobmann, i D. K. Bhattacharya, „Magnetic Barkhausen emission to evaluate fatigue damage in a low carbon structural steel”, *International Journal of Fatigue*, t. 27, nr 3, s. 317–322, mar. 2005, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2004.06.015.
- [103] K. Makowska, T. Szymczak, i Z. L. Kowalewski, „Fatigue Behaviour of Medium Carbon Steel Assessed by the Barkhausen Noise Method”, *Acta Mechanica et Automatica*, t. 18, nr 1, s. 40–47, mar. 2024.

- [104] E. S. Palma, T. R. Mansur, S. F. Silva, i A. Alvarenga, „Fatigue damage assessment in AISI 8620 steel using Barkhausen noise”, *International Journal of Fatigue*, t. 27, nr 6, s. 659–665, cze. 2005, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2004.11.005.
- [105] M. Lindgren i T. Lepisto, „Barkhausen noise evaluation of fatigue in high strength steel”, *International Journal of Materials and Product Technology*, t. 26, nr 1–2, s. 140–151, sty. 2006, doi: 10.1504/IJMPT.2006.008985.
- [106] L. Dietrich, P. Grzywna, i D. Kukla, „Wykorzystanie metod optycznych do lokalizacji uszkodzeń zmęczeniowych”, *Przegląd Spawalnictwa*, t. R. 84, nr 13, s. 16–18, 2012.
- [107] A. Rutecka, „Kryteria oceny stopnia degradacji nowoczesnych kompozytów o osnowie metalowej poddanych obciążeniom eksploatacyjnym w oparciu o zależności między parametrami wyznaczanymi metodami niszczącymi i nieniszczącymi”, N N501 157640.
- [108] M. Kopec, P. Grzywna, D. Kukla, i Z. Kowalewski, *Evaluation of the fatigue damage development using ESPI method*. 2016.
- [109] S. Gungor, „Moire Interferometry, Modern stress and strain analysis.”, *A state of the art guide to measurement techniques*, s. 8–9, 2009.
- [110] S. Pierron, „Digital Speckle Pattern Interferometry, Modern stress and strain analysis. A state of the art guide to measurement techniques”.
- [111] D. Balageas, „Introduction to Structural Health Monitoring”, 2006, s. 13–43.
- [112] J. A. Duff i T. J. Marrow, „In situ observation of short fatigue crack propagation in oxygenated water at elevated temperature and pressure”, *Corrosion Science*, t. 68, s. 34–43, mar. 2013, doi: 10.1016/j.corsci.2012.10.030.
- [113] H. Nishikawa i Y. Furuya, „Development of a Method for Evaluating Microstructurally Small Fatigue Crack Initiation and Growth by Using an Automatic System for In Situ Observation in Conjunction with a Digital-Image Correlation Technique”, *ISIJ International*, t. 60, kwi. 2020, doi: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-823.
- [114] P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, i J. Zapatero, „Characterisation of crack-tip fields in biaxial fatigue based on high-magnification image correlation and electro-spray technique”, *International Journal of Fatigue*, t. 71, s. 17–25, luty 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.02.016.
- [115] J. Rupil, S. Roux, F. Hild, i L. Vincent, „Fatigue microcrack detection with digital image correlation”, *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, t. 46, nr 6, s. 492–509, 2011, doi: 10.1177/0309324711402764.
- [116] J. Geathers, C. J. Torbet, J. W. Jones, i S. Daly, „Investigating environmental effects on small fatigue crack growth in Ti–6242S using combined ultrasonic fatigue and scanning electron microscopy”, *International Journal of Fatigue*, t. 70, s. 154–162, sty. 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.09.007.
- [117] T. Andriollo, Y. Zhang, S. Fæster, i V. Kouznetsova, „Analysis of the correlation between micro-mechanical fields and fatigue crack propagation path in nodular cast iron”, *Acta Materialia*, t. 188, s. 302–314, kwi. 2020, doi: 10.1016/j.actamat.2020.02.026.
- [118] A. Al Rashid, R. Imran, i M. Y. Khalid, „Determination of opening stresses for railway steel under low cycle fatigue using digital image correlation”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, t. 108, s. 102601, sie. 2020, doi: 10.1016/j.tafmec.2020.102601.
- [119] A. El Bartali, V. Aubin, i S. Degallaix, „Fatigue damage analysis in a duplex stainless steel by digital image correlation technique”, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, t. 31, nr 2, s. 137–151, 2008, doi: 10.1111/j.1460-2695.2007.01207.x.
- [120] T. Niendorf, J. Dadda, D. Canadinc, H. J. Maier, i I. Karaman, „Monitoring the fatigue-induced damage evolution in ultrafine-grained interstitial-free steel utilizing digital

- image correlation", *Materials Science and Engineering: A*, t. 517, nr 1, s. 225–234, sie. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2009.04.053.
- [121] R. Jiang i in., „Strain accumulation and fatigue crack initiation at pores and carbides in a SX superalloy at room temperature”, *International Journal of Fatigue*, t. 114, s. 22–33, wrz. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.05.003.
- [122] G. Fischer, J. Nellesen, N. B. Anar, K. Ehrig, H. Riesemeier, i W. Tillmann, „3D analysis of micro-deformation in VHCF-loaded nodular cast iron by μ CT”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 577, s. 202–209, sie. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2013.04.057.
- [123] J. D. Carroll, W. Z. Abuzaid, J. Lambros, i H. Sehitoglu, „On the interactions between strain accumulation, microstructure, and fatigue crack behavior”, *International Journal of Fracture*, t. 2, nr 180, s. 223–241, 2013, doi: 10.1007/s10704-013-9813-8.
- [124] J. D. Carroll, W. Abuzaid, J. Lambros, i H. Sehitoglu, „High resolution digital image correlation measurements of strain accumulation in fatigue crack growth”, *International Journal of Fatigue*, t. 57, s. 140–150, 2013, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2012.06.010.
- [125] J. Carroll, W. Abuzaid, J. Lambros, i H. Sehitoglu, „An experimental methodology to relate local strain to microstructural texture”, *Review of Scientific Instruments*, t. 81, nr 8, s. 083703, sie. 2010, doi: 10.1063/1.3474902.
- [126] J. Carroll i in., „Investigation of fatigue crack closure using multiscale image correlation experiments”, *Engineering Fracture Mechanics*, t. 76, nr 15, s. 2384–2398, paź. 2009, doi: 10.1016/j.engfracmech.2009.08.002.
- [127] N. O. Larrosa, R. Akid, i R. A. Ainsworth, „Corrosion-fatigue: a review of damage tolerance models”, *International Materials Reviews*, t. 63, nr 5, s. 283–308, lip. 2018, doi: 10.1080/09506608.2017.1375644.
- [128] J. J. Kumar, D. Garikapati, i V. s. V. Satyanarayana, „Corrosion Fatigue of Welded Joints in Marine and Naval Structures, A Review”, *International Journal of Mechanical and Production Engineering Research and Development*, t. 7, s. 155–162, grudz. 2017, doi: 10.24247/ijmperdddec201716.
- [129] N. Bhatti i M. Abdel Wahab, „Fretting fatigue crack nucleation: A review”, *Tribology International*, t. 121, maj 2018, doi: 10.1016/j.triboint.2018.01.029.
- [130] Z. Cai, Z. Li, M. Yin, M. Zhu, i Z. Zhou, „A review of fretting study on nuclear power equipment”, *Tribology International*, t. 144, s. 106095, kwi. 2020, doi: 10.1016/j.triboint.2019.106095.
- [131] A. Ozarde, G. McNay, i S. Gautam, „Fretting Fatigue Failures in Internal Combustion Engine Components: A Review and Future Scope”, *SAE International Journal of Engines*, t. (Accepted), paź. 2020, doi: 10.4271/03-14-02-0013.
- [132] A. Yadollahi i N. Shamsaei, „Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities”, *International Journal of Fatigue*, t. 98, s. 14–31, maj 2017, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.
- [133] J. Schijve, „Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art”, *International Journal of Fatigue*, t. 25, nr 8, s. 679–702, sie. 2003, doi: 10.1016/S0142-1123(03)00051-3.
- [134] Y. Han, D.-W. Kim, i H.-J. Kwon, „Application of digital image cross-correlation and smoothing function to the diagnosis of breast cancer”, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, t. 14, s. 7–18, paź. 2012, doi: 10.1016/j.jmbbm.2012.05.007.

- [135] M. Hokka, N. Mirow, H. Nagel, M. Iqrsusi, S. Vogt, i V.-T. Kuokkala, „In-vivo deformation measurements of the human heart by 3D Digital Image Correlation”, *Journal of Biomechanics*, t. 48, nr 10, s. 2217–2220, lip. 2015, doi: 10.1016/j.jbiomech.2015.03.015.
- [136] M. M. Juszczuk, L. Cristofolini, i M. Viceconti, „The human proximal femur behaves linearly elastic up to failure under physiological loading conditions”, *Journal of Biomechanics*, t. 44, nr 12, s. 2259–2266, sie. 2011, doi: 10.1016/j.jbiomech.2011.05.038.
- [137] L. Zani, P. Erani, L. Grassi, F. Taddei, i L. Cristofolini, „Strain distribution in the proximal Human femur during in vitro simulated sideways fall”, *Journal of Biomechanics*, t. 48, nr 10, s. 2130–2143, lip. 2015, doi: 10.1016/j.jbiomech.2015.02.022.
- [138] S. Yoon, H.-J. Jung, J. C. Knowles, i H.-H. Lee, „Digital image correlation in dental materials and related research: A review”, *Dental Materials*, t. 37, nr 5, s. 758–771, maj 2021, doi: 10.1016/j.dental.2021.02.024.
- [139] R. B. Berke i J. Lambros, „Ultraviolet digital image correlation (UV-DIC) for high temperature applications”, *Review of Scientific Instruments*, t. 85, nr 4, s. 045121, kwi. 2014, doi: 10.1063/1.4871991.
- [140] C. Niezrecki, P. Avitabile, C. Warren, P. Pingle, i M. Helfrick, „A Review of Digital Image Correlation Applied to Structural Dynamics”, *AIP Conference Proceedings*, t. 1253, nr 1, s. 219–232, maj 2010, doi: 10.1063/1.3455461.
- [141] A. J. G. Lunt i A. M. Korsunsky, „A review of micro-scale focused ion beam milling and digital image correlation analysis for residual stress evaluation and error estimation”, *Surface and Coatings Technology*, t. 283, s. 373–388, grudz. 2015, doi: 10.1016/j.surfcoat.2015.10.049.
- [142] F. G. Cunha, T. G. Santos, i J. Xavier, „In Situ Monitoring of Additive Manufacturing Using Digital Image Correlation: A Review”, *Materials*, t. 14, nr 6, Art. nr 6, sty. 2021, doi: 10.3390/ma14061511.
- [143] V. Pagliarulo i P. Ferraro, „New applications of electronic speckle pattern interferometry in novel materials and structures”, w *Multimodal Sensing: Technologies and Applications*, SPIE, cze. 2019, s. 275–282. doi: 10.1117/12.2527997.
- [144] C. Ramault, A. Makris, D. Hemelrijck, E. Lamkanfi, i W. Van Paepegem, „Comparison of Different Techniques for Strain Monitoring of a Biaxially Loaded Cruciform Specimen”, *Strain*, t. 47, s. 210–217, grudz. 2011, doi: 10.1111/j.1475-1305.2010.00760.x.
- [145] N. Rajic, N. Street, C. Brooks, i S. Galea, „Full Field Stress Measurement for in Situ Structural Health Monitoring of Airframe Components and Repairs”, lip. 2014.
- [146] T. Siebert, H.-R. Schubach, i K. Splitthof, „Recent developments and applications for optical full field strain measurement using ESPI and DIC”, w *Fourth International Seminar on Modern Cutting and Measurement Engineering*, SPIE, maj 2011, s. 527–532. doi: 10.1117/12.891864.
- [147] L. Bingleman i G. S. Schajer, „ESPI Measurements In the Presence of Large Lateral Displacements”, w *Application of Imaging Techniques to Mechanics of Materials and Structures, Volume 4*, T. Proulx, Red., w Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series. New York, NY: Springer, 2013, s. 179–187. doi: 10.1007/978-1-4419-9796-8_22.
- [148] R. Wang i M. Kido, „Using ESPI system to measure high temperature fatigue deformation of ceramics thermally sprayed SUS304 steel”, *Journal of Materials Science*, t. 39, nr 4, s. 1389–1395, luty 2004, doi: 10.1023/B:JMSC.0000013902.30089.1f.

- [149] A. Ustrzycka, Z. Mróz, Z. L. Kowalewski, i S. Kucharski, „Analysis of fatigue crack initiation in cyclic microplasticity regime”, *International Journal of Fatigue*, t. 131, s. 105342, luty 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105342.
- [150] W. Liu, J. Huang, J. Liu, X. Wu, K. Zhang, i A. Huang, „Experimental and crystal plasticity modelling study on the crack initiation in micro-texture regions of Ti-6Al-4V during high cycle fatigue tests”, *International Journal of Fatigue*, t. 148, s. 106203, lip. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106203.
- [151] A. Hunsche i P. Neumann, „Quantitative measurement of persistent slip band profiles and crack initiation”, *Acta Metallurgica*, t. 34, nr 2, s. 207–217, luty 1986, doi: 10.1016/0001-6160(86)90192-6.
- [152] H. Song, C. Liu, H. Zhang, i S. B. Leen, „A DIC-Based Study on Fatigue Damage Evolution in Pre-Corroded Aluminum Alloy 2024-T4”, *Materials*, t. 11, nr 11, Art. nr 11, lis. 2018, doi: 10.3390/ma11112243.
- [153] L. Patriarca, S. Foletti, i S. Beretta, „LCF and crack growth: recent results obtained by DIC”, *MATEC Web Conf.*, t. 165, s. 01001, 2018, doi: 10.1051/mateconf/201816501001.
- [154] H. Gonabadi, A. Oila, A. Yadav, i S. Bull, „Fatigue damage analysis of GFRP composites using digital image correlation”, *J. Ocean Eng. Mar. Energy*, t. 7, nr 1, s. 25–40, luty 2021, doi: 10.1007/s40722-020-00184-6.
- [155] F. Foti, Y. Pannier, D. Mellier, i M. Gigliotti, „Damage characterization during high temperature fatigue of off-axis woven organic matrix composites for aircraft applications”, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, t. 406, nr 1, s. 012055, sie. 2018, doi: 10.1088/1757-899X/406/1/012055.
- [156] F. Yuan i in., „Full-field measurement and fracture and fatigue characterizations of asphalt concrete based on the SCB test and stereo-DIC”, *Engineering Fracture Mechanics*, t. 235, s. 107127, sie. 2020, doi: 10.1016/j.engfracmech.2020.107127.
- [157] „PN-EN 10216-2:2014-02 - wersja polska”. Dostęp: 21 grudzień 2023. [Online]. Dostępne na: <https://sklep.pkn.pl/pn-en-10216-2-2014-02p.html>
- [158] D. E. Lescano i S. P. Silvetti, „Study of Microstructure and Tempered Martensite Embrittlement in Aisi 15b41 Steel”, *Procedia Materials Science*, t. 1, s. 134–140, sty. 2012, doi: 10.1016/j.mspro.2012.06.018.
- [159] W.-G. Kim, H.-Y. Lee, i H.-U. Hong, „Evaluation of tension and creep rupture behaviors of long-term exposed P91 steel in a supercritical plant”, *Engineering Failure Analysis*, t. 116, s. 104736, paź. 2020, doi: 10.1016/j.engfailanal.2020.104736.
- [160] G. Golański, C. Kolan, J. Jasak, G. Golański, C. Kolan, i J. Jasak, „Degradation of the Microstructure and Mechanical Properties of High-Chromium Steels Used in the Power Industry”, w *Creep*, IntechOpen, 2017. doi: 10.5772/intechopen.70552.
- [161] „PN-H-84024:1975 - wersja polska”. Dostęp: 21 grudzień 2023. [Online]. Dostępne na: <https://sklep.pkn.pl/pn-h-84024-1975p.html>
- [162] C. Pandey, N. Saini, M. M. Mahapatra, i P. Kumar, „Study of the fracture surface morphology of impact and tensile tested cast and forged (C&F) Grade 91 steel at room temperature for different heat treatment regimes”, *Engineering Failure Analysis*, t. 71, s. 131–147, sty. 2017, doi: 10.1016/j.engfailanal.2016.06.012.
- [163] M. Gwoździk, M. Motylenko, i D. Rafaja, „Microstructure changes responsible for the degradation of the 10CrMo9-10 and 13CrMo4-5 steels during long-term operation”, *Mater. Res. Express*, t. 7, nr 1, s. 016515, grudz. 2019, doi: 10.1088/2053-1591/ab5fc8.

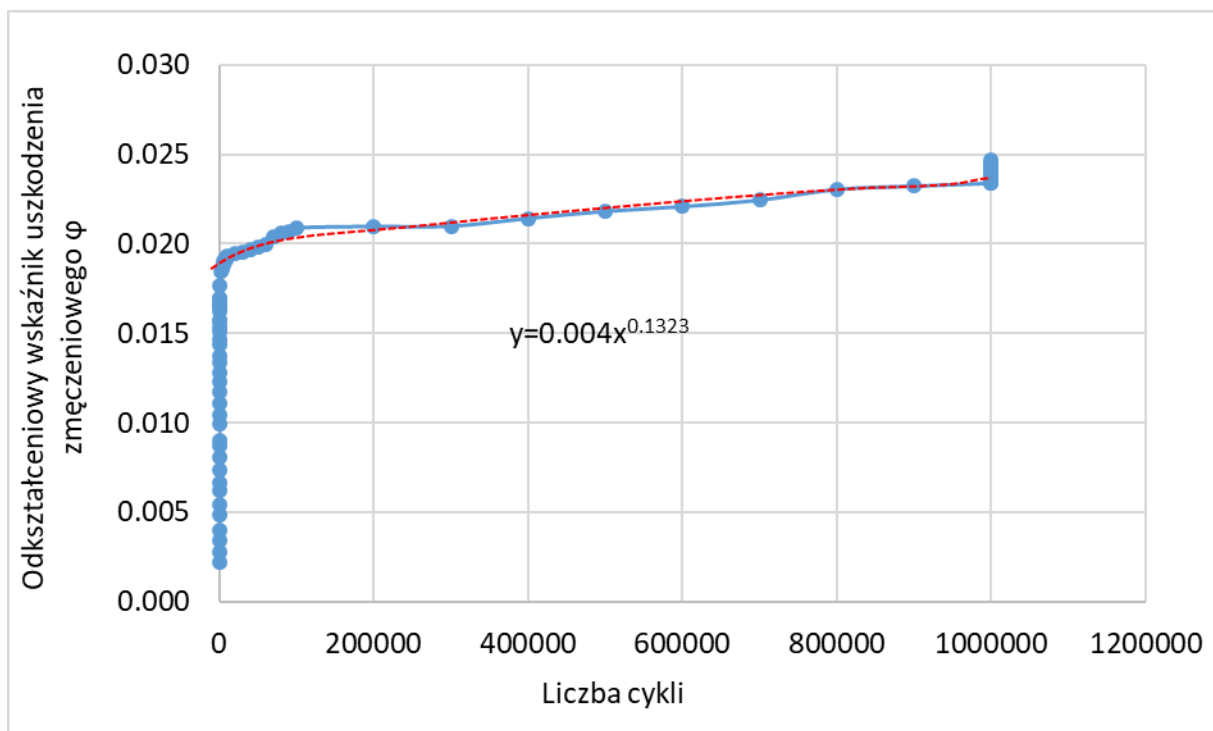
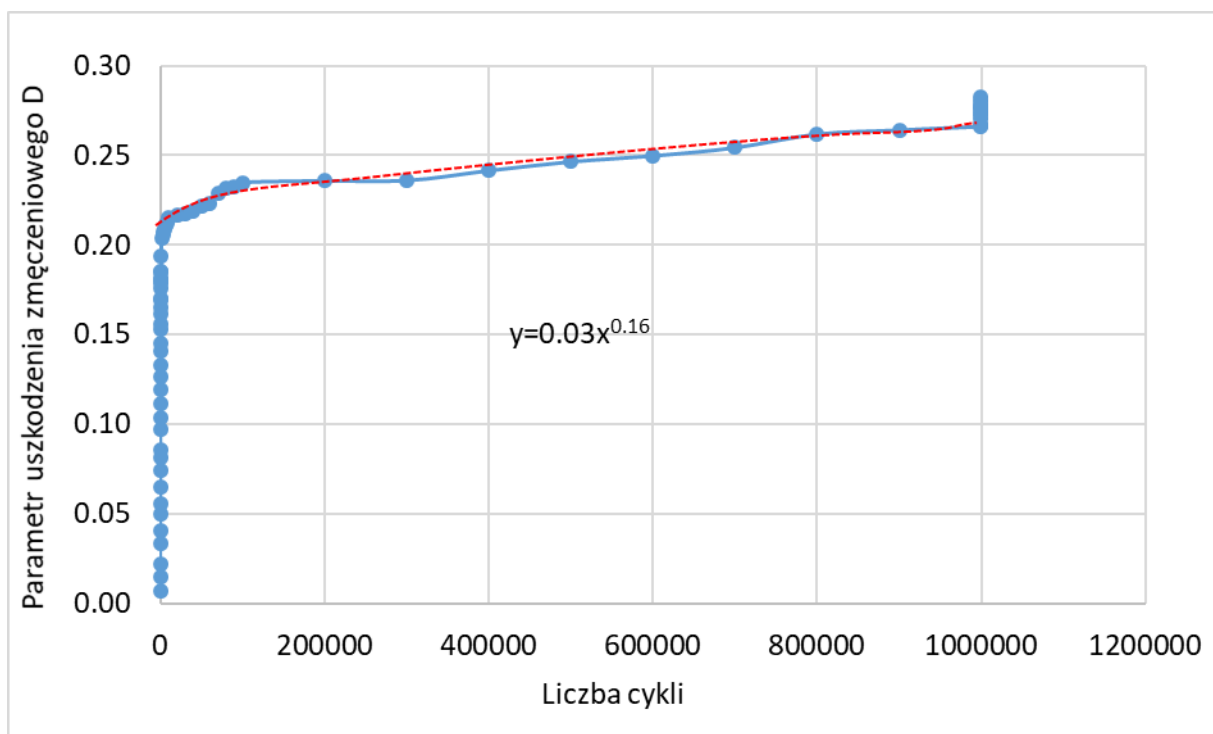
- [164] T. C. Chu, W. F. Ranson, i M. A. Sutton, „Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics”, *Experimental Mechanics*, t. 25, nr 3, s. 232–244, wrz. 1985, doi: 10.1007/BF02325092.
- [165] Y. C. Fung, *Foundations of solid mechanics*. w Prentice-Hall international series in dynamics. Englewood Cliffs, N.J.: Prentice-Hall, 1965. Dostęp: 21 grudzień 2023. [Online]. Dostępne na: <http://voyager.falmouth.ac.uk/vwebv/holdingsInfo?bibId=937473>
- [166] V. V. Novozhilov i J. Lusher, *Theory of Elasticity*. Elsevier, 1961.
- [167] „Instrukcja obsługi system ARAMIS 12M firmy GOM”.
- [168] P. Hariharan, *Optical Holography: Principles, Techniques and Applications*, 2nd edition. Cambridge ; New York: Cambridge University Press, 1996.
- [169] G. Groh, „Engineering uses of laser produced speckle patterns”, *Cambridge University Press*, 1970.
- [170] J. A. Leendertz, „Interferometric displacement measurement on scattering surfaces utilizing speckle effect”, *Journal of Physics E: Scientific Instruments*, t. 3, nr 3, s. 214, 1970.
- [171] A. Macovski, S. D. Ramsey, i L. F. Schaefer, „Time-lapse interferometry and contouring using television systems”, *Appl Opt*, t. 10, nr 12, s. 2722–2727, grudz. 1971, doi: 10.1364/AO.10.002722.
- [172] J. N. Butters i J. A. Leendertz, „Holographic and Video Techniques Applied to Engineering Measurement”, *Measurement and Control*, t. 4, nr 12, s. 349–354, grudz. 1971, doi: 10.1177/002029407100401201.
- [173] „Instrukcja obsługi Dantec Dynamics”.
- [174] K. Patorski, „Interferometria laserowa”, w *Interferometria laserowa z automatyczną analizą obrazu*, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, s. 214–261. Dostęp: 21 grudzień 2023. [Online]. Dostępne na: <https://www.sklep.pw.edu.pl/produkty/interferometria-laserowa-z-automatyczna-analiza-obrazu>
- [175] T. Szymczak, P. Grzywna, i Z. L. Kowalewski, „Nowoczesne metody określania wytrzymałościowych właściwości materiałów konstrukcyjnych”, w *Transport Samochodowy*, t. 1, 2013, s. 79–104.
- [176] A. Marakani i N. Mandanala, „Electronic Speckle Pattern Interferometry”, *EML 5111L*, 2016.
- [177] V. Bavigadda, „A New Versatile Electronic Speckle Pattern Interferometer For Vibration Measurements”, *Doctoral*, sty. 2013, doi: <https://doi.org/10.21427/D7DW2N>.
- [178] E. P. Tomasini, G. M. Revel, i P. Castellini, „LASER BASED MEASUREMENTS”, w *Encyclopedia of Vibration*, S. Braun, Red., Oxford: Elsevier, 2001, s. 699–710. doi: 10.1006/rwvb.2001.0152.
- [179] A. Hedayat i S. Ashur, „Digital Image Correlation and its Application in an Undergraduate Civil Engineering Materials Laboratory”, 2015. Dostęp: 21 grudzień 2023. [Online]. Dostępne na: <https://www.semanticscholar.org/paper/Digital-Image-Correlation-and-its-Application-in-an-Hedayat-Ashur/47e7ad048a558a6746e10224c6022f1c2dd59b06>
- [180] J.-W. Zhou, D.-H. Liu, L.-Y. Shao, i Z.-L. Wang, „Application of Digital Image Correlation to Measurement of Packaging Material Mechanical Properties”, *Mathematical Problems in Engineering*, t. 2013, s. e204875, lip. 2013, doi: 10.1155/2013/204875.
- [181] N. McCormick i J. Lord, „Digital Image Correlation”, *Materials Today*, t. 13, nr 12, s. 52–54, grudz. 2010, doi: 10.1016/S1369-7021(10)70235-2.

- [182] J. Górszczyk, K. Malicki, i T. Zych, „Application of Digital Image Correlation (DIC) Method for Road Material Testing”, *Materials*, t. 12, nr 15, Art. nr 15, sty. 2019, doi: 10.3390/ma12152349.
- [183] Ł. Krawczyk, M. Gołdyn, i T. Urban, „Digital Image Correlation Systems in the Experimental Investigations: Capabilities and Limitations”, *Archives of Civil Engineering*, t. 65, s. 171–180, mar. 2019, doi: 10.2478/ace-2019-0012.
- [184] R. Halama, L. Hornacek, i J. Smirauš, „Combination of the ESPI and DIC techniques opens many new possibilities for surface displacement measurements”, zaprezentowano na 55th International Conference on Experimental Stress Analysis, Novy Smokovec, Slovakia, 2017.
- [185] M. N. Batista, M. C. Marinelli, S. Hereñú, i I. Alvarez-Armas, „The role of microstructure in fatigue crack initiation of 9–12%Cr reduced activation ferritic–martensitic steel”, *International Journal of Fatigue*, t. 72, s. 75–79, mar. 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.11.006.
- [186] K. Gall, N. Yang, M. Horstemeyer, D. L. McDowell, i J. Fan, „The debonding and fracture of Si particles during the fatigue of a cast Al–Si alloy”, *Metall Mater Trans A*, t. 30, nr 12, s. 3079–3088, grudz. 1999, doi: 10.1007/s11661-999-0218-2.
- [187] K. Gall, M. Horstemeyer, D. L. McDowell, i J. Fan, „Finite element analysis of the stress distributions near damaged Si particle clusters in cast Al–Si alloys”, *Mechanics of Materials*, t. 32, nr 5, s. 277–301, maj 2000, doi: 10.1016/S0167-6636(00)00003-X.
- [188] M. Ni, J. Wang, J. Liu, X. Wang, K. Zhang, i C. Du, „Microstructure and Mechanical Properties of P91 Steel during Heat Treatment: The Effect of the Cooling Speed during the Normalization Stage”, *J. of Mater Eng and Perform*, t. 30, nr 3, s. 2329–2340, mar. 2021, doi: 10.1007/s11665-021-05534-5.
- [189] C. Pandey, M. M. Mahapatra, P. Kumar, i N. Saini, „Some studies on P91 steel and their weldments”, *Journal of Alloys and Compounds*, t. 743, s. 332–364, kwi. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.01.120.
- [190] P. Qvale, E. P. Zarandi, S. K. Ås, i B. H. Skallerud, „Digital image correlation for continuous mapping of fatigue crack initiation sites on corroded surface from offshore mooring chain”, *International Journal of Fatigue*, t. 151, s. 106350, paź. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106350.
- [191] M. Kopec, D. Kukla, A. Brodecki, i Z. L. Kowalewski, „Effect of high temperature exposure on the fatigue damage development of X10CrMoVNb9-1 steel for power plant pipes”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, t. 189, s. 104282, luty 2021, doi: 10.1016/j.ijpvp.2020.104282.
- [192] J. Polák i J. Man, „Experimental evidence and physical models of fatigue crack initiation”, *International Journal of Fatigue*, t. 91, s. 294–303, paź. 2016, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.02.021.
- [193] S. F. Karimian, M. Modarres, i H. A. Bruck, „A new method for detecting fatigue crack initiation in aluminum alloy using acoustic emission waveform information entropy”, *Engineering Fracture Mechanics*, t. 223, s. 106771, sty. 2020, doi: 10.1016/j.engfracmech.2019.106771.
- [194] Y. Si, J. P. Rouse, i C. J. Hyde, „Potential difference methods for measuring crack growth: A review”, *International Journal of Fatigue*, t. 136, s. 105624, lip. 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105624.

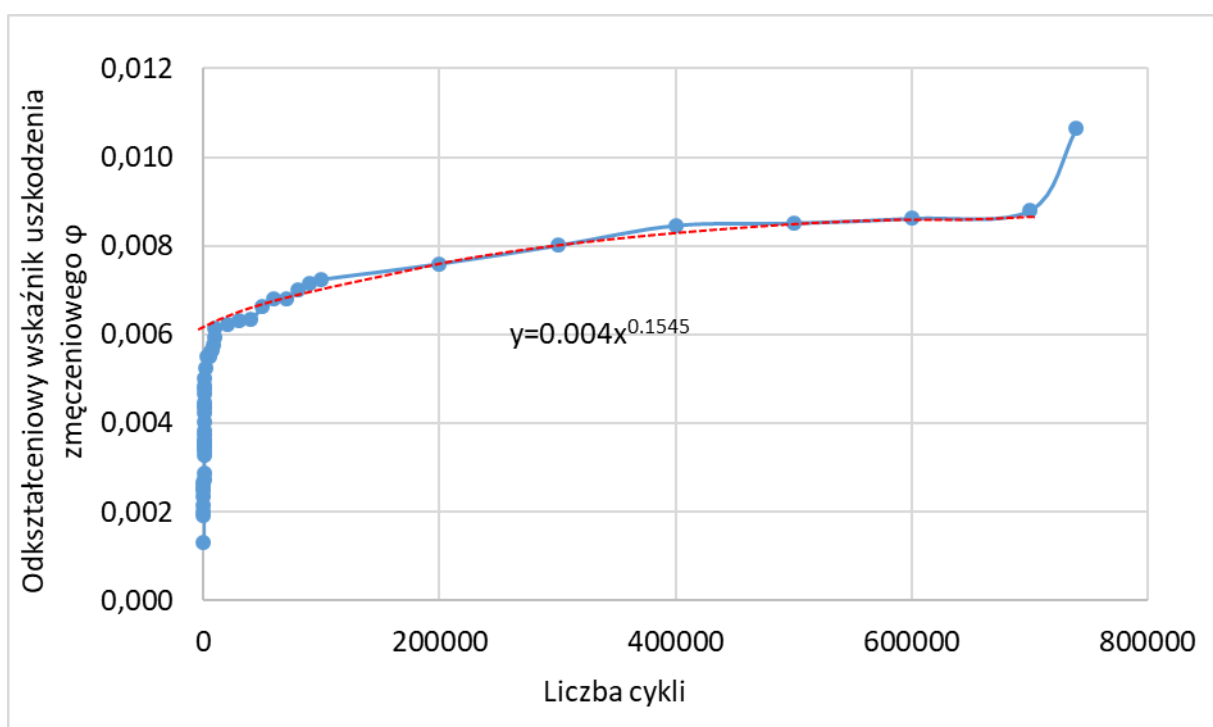
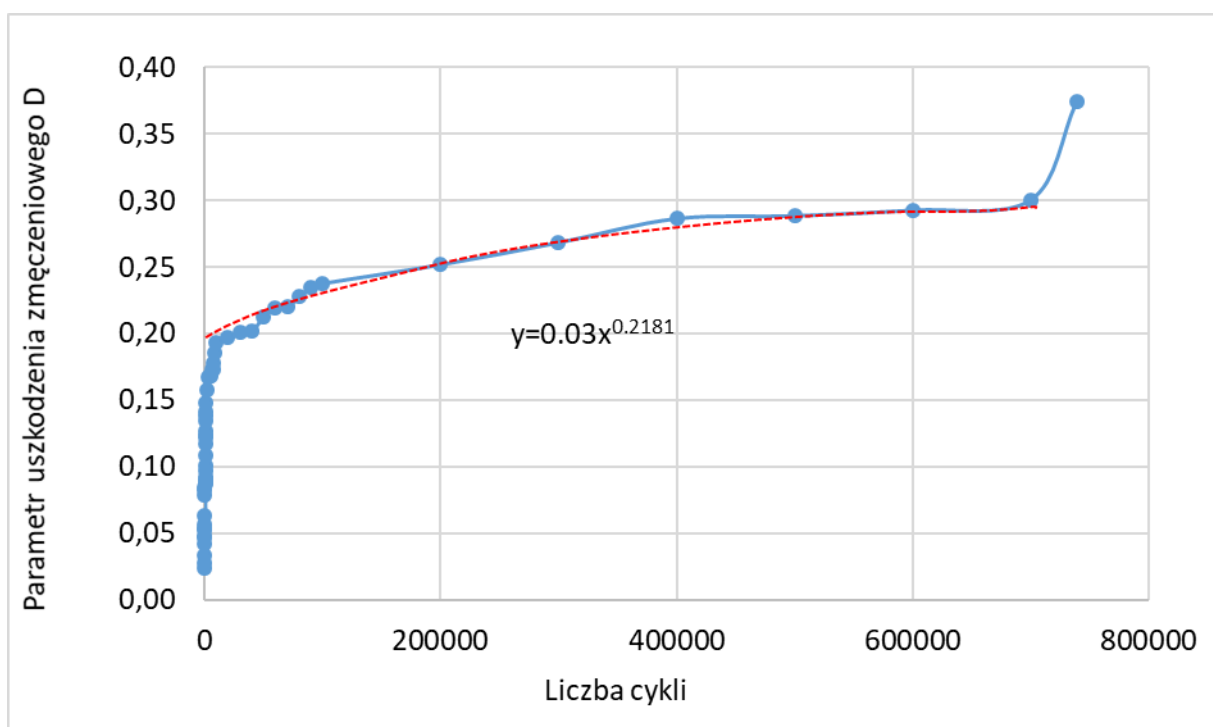
- [195] S. S. Kulkarni, L. Sun, B. Moran, S. Krishnaswamy, i J. D. Achenbach, „A Probabilistic Method to Predict Fatigue Crack Initiation”, *Int J Fract*, t. 137, nr 1, s. 9–17, sty. 2006, doi: 10.1007/s10704-005-3074-0.
- [196] D. Spriestersbach i E. Kerscher, „The role of local plasticity during very high cycle fatigue crack initiation in high-strength steels”, *International Journal of Fatigue*, t. 111, s. 93–100, cze. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.02.008.
- [197] G. Z. Kang, Y. G. Li, J. Zhang, Y. F. Sun, i Q. Gao, „Uniaxial ratcheting and failure behaviors of two steels”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, t. 43, nr 2, s. 199–209, maj 2005, doi: 10.1016/j.tafmec.2005.01.005.
- [198] X. Wei, C. Zhang, S. Han, Z. Jia, C. Wang, i W. Xu, „High cycle fatigue S-N curve prediction of steels based on transfer learning guided long short term memory network”, *International Journal of Fatigue*, t. 163, s. 107050, paź. 2022, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107050.
- [199] J. Pelleg, „Fracture”, w *Mechanical Properties of Materials*, J. Pelleg, Red., w Solid Mechanics and Its Applications. , Dordrecht: Springer Netherlands, 2013, s. 449–520. doi: 10.1007/978-94-007-4342-7_7.
- [200] A. Kulkarni, D. K. Dwivedi, i M. Vasudevan, „Study of mechanism, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG welded P91 Steel-P22 steel dissimilar metal joint”, *Materials Science and Engineering: A*, t. 731, s. 309–323, lip. 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.06.054.
- [201] A. Benaarbia, X. Xu, W. Sun, A. A. Becker, i S. Osgerby, „Characterization of cyclic behavior, deformation mechanisms, and microstructural evolution of MarBN steels under high temperature conditions”, *International Journal of Fatigue*, t. 131, s. 105270, luty 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105270.

Dodatek A – baza danych do analitycznego wyznaczania wykładników funkcji zmiany parametrów D i φ dla stali P91

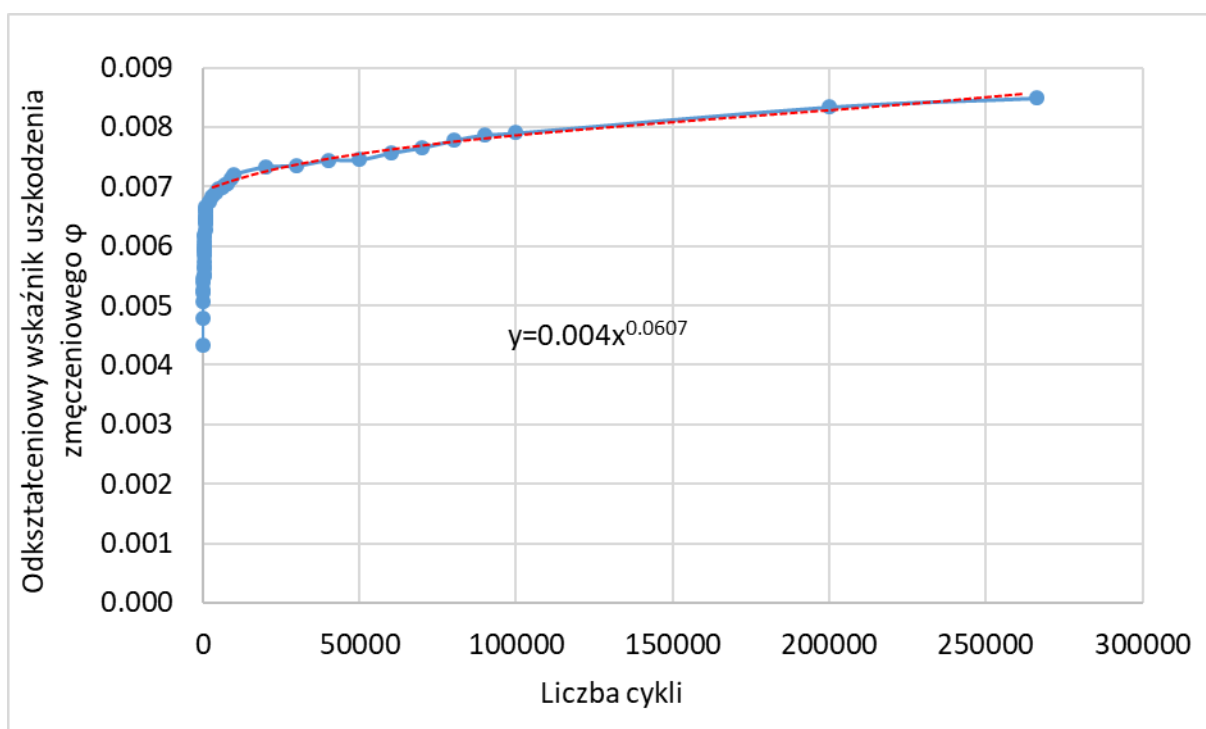
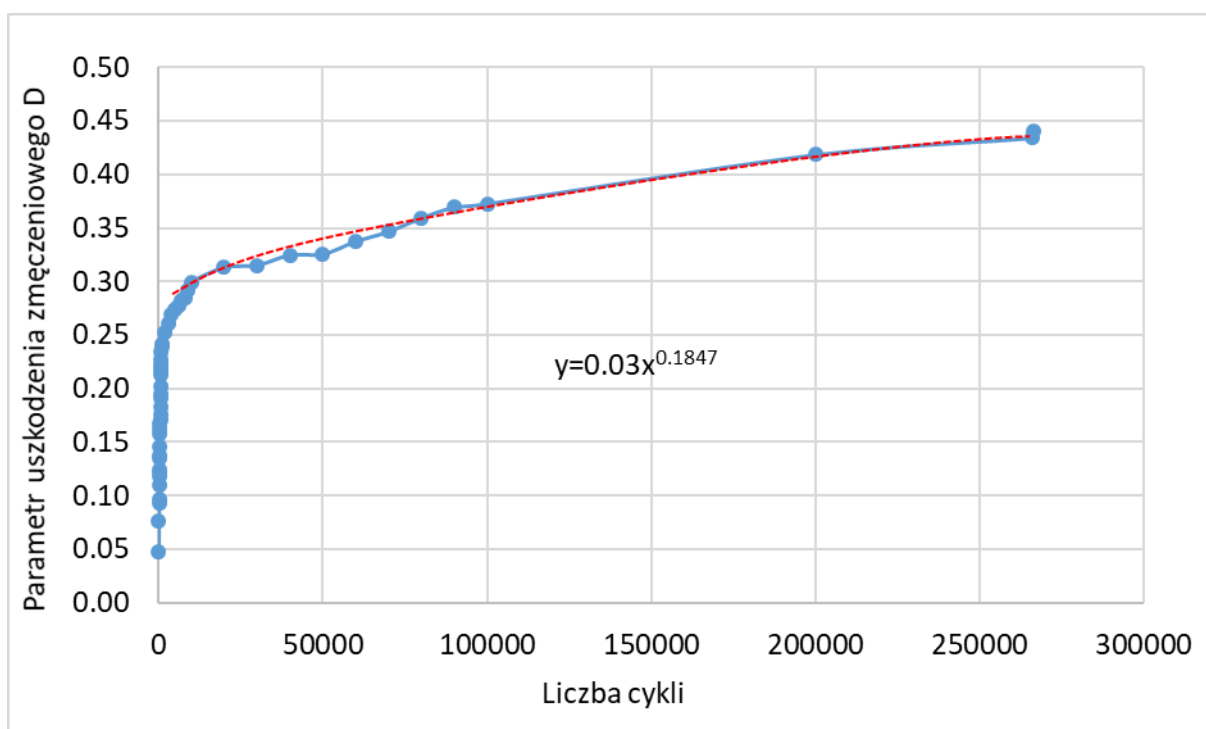
W załączniku A przedstawiono wyniki analitycznego wyznaczania wykładników funkcji zmiany parametrów D i φ dla stali P91 w stanie dostawy oraz po eksploatacji (Rys.A1-A19). W tabelach Tab. A1 oraz Tab. A2 przedstawiono złożenie tych parametrów. Do wyznaczenia równania kierunkowego krzywej aproksymującej wyniki wykorzystano zakres stabilnego rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego, który nie uwzględnia początkowego wzrostu odkształcenia do momentu osiągnięcia zamierzonej wartości amplitudy naprężenia oraz końcowego, znacznego skoku wartości odkształcenia na skutek powstania pęknięcia i jego propagacji prowadzącej do całkowitego zniszczenia próbki. Obliczone wartości wykładnika równania krzywej zostały następnie użyte do opracowania zależności jego zmian od wartości zastosowanej amplitudy naprężenia.



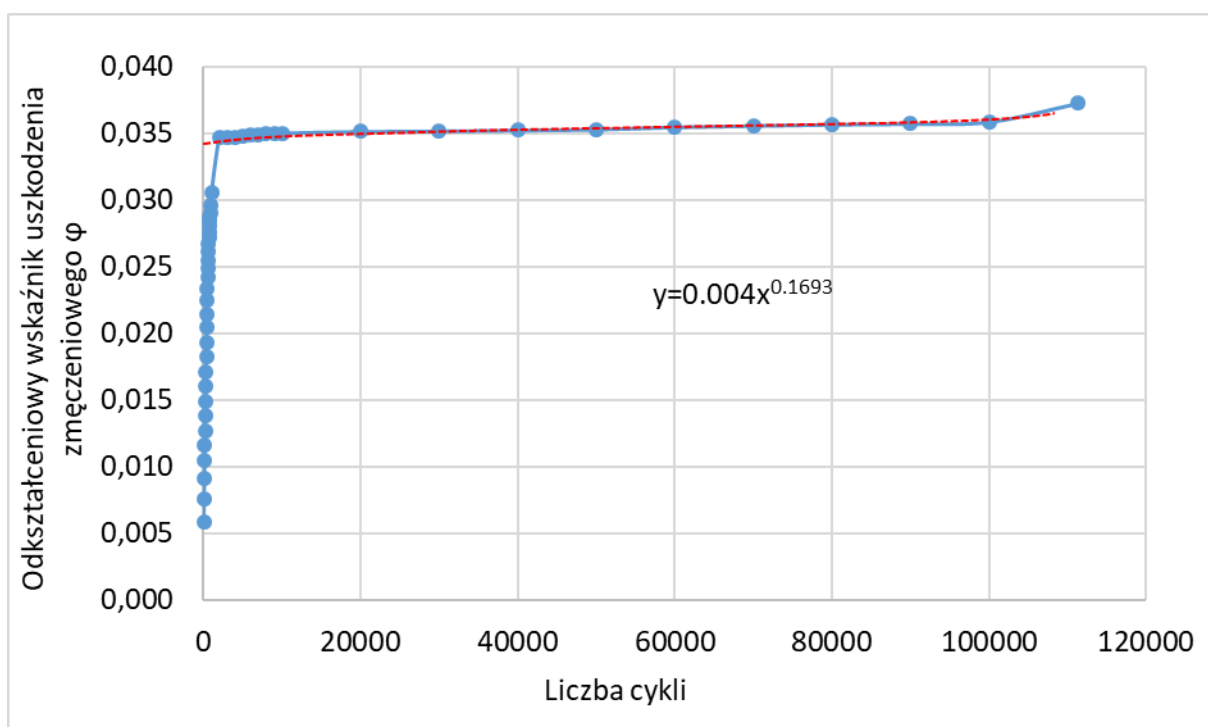
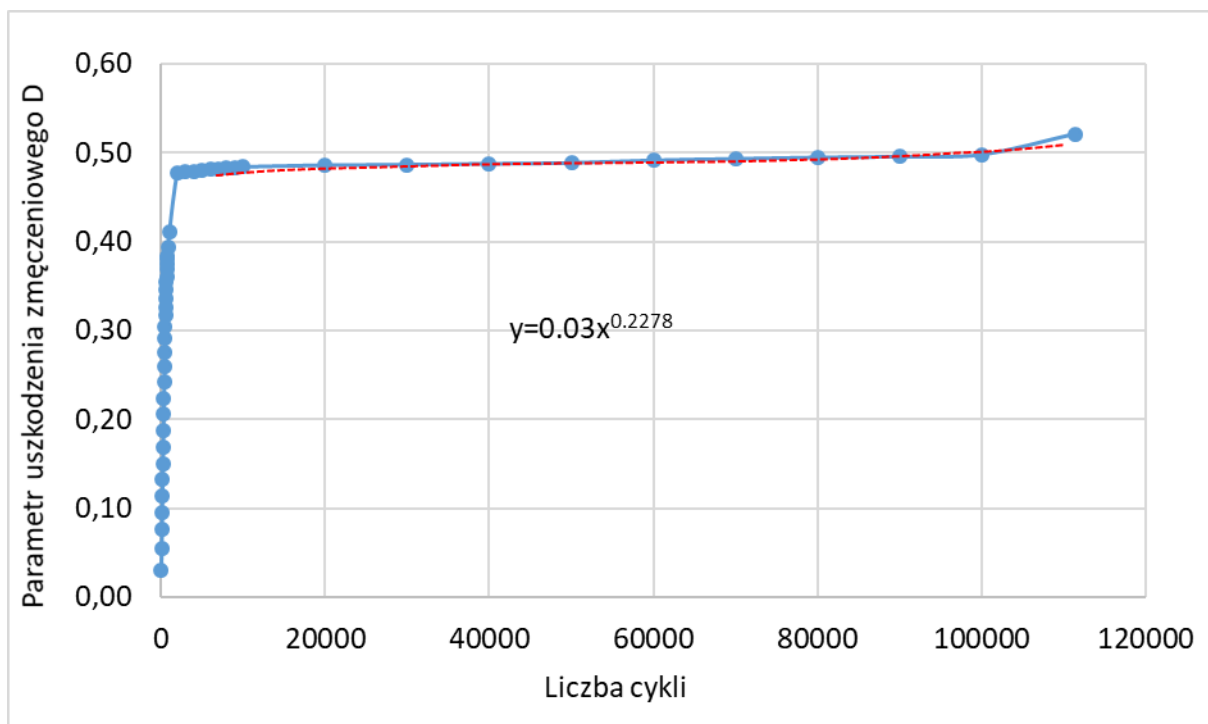
Rys. A. 1 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 470 MPa



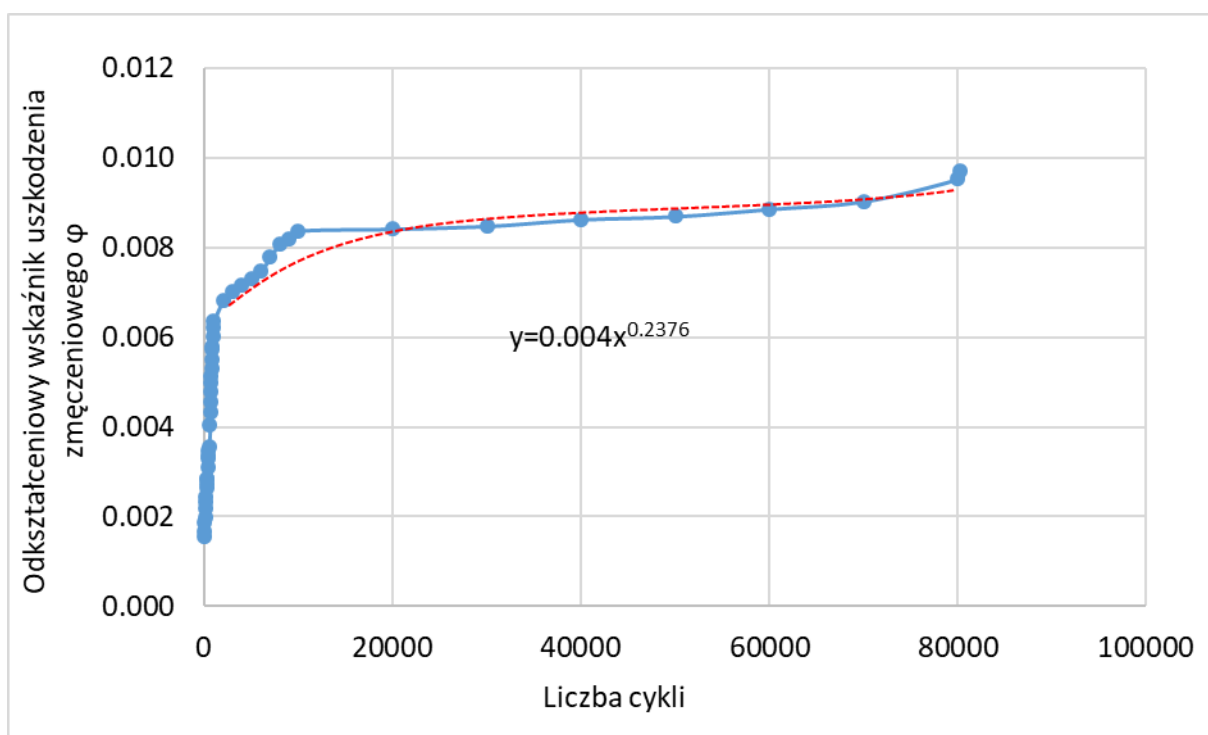
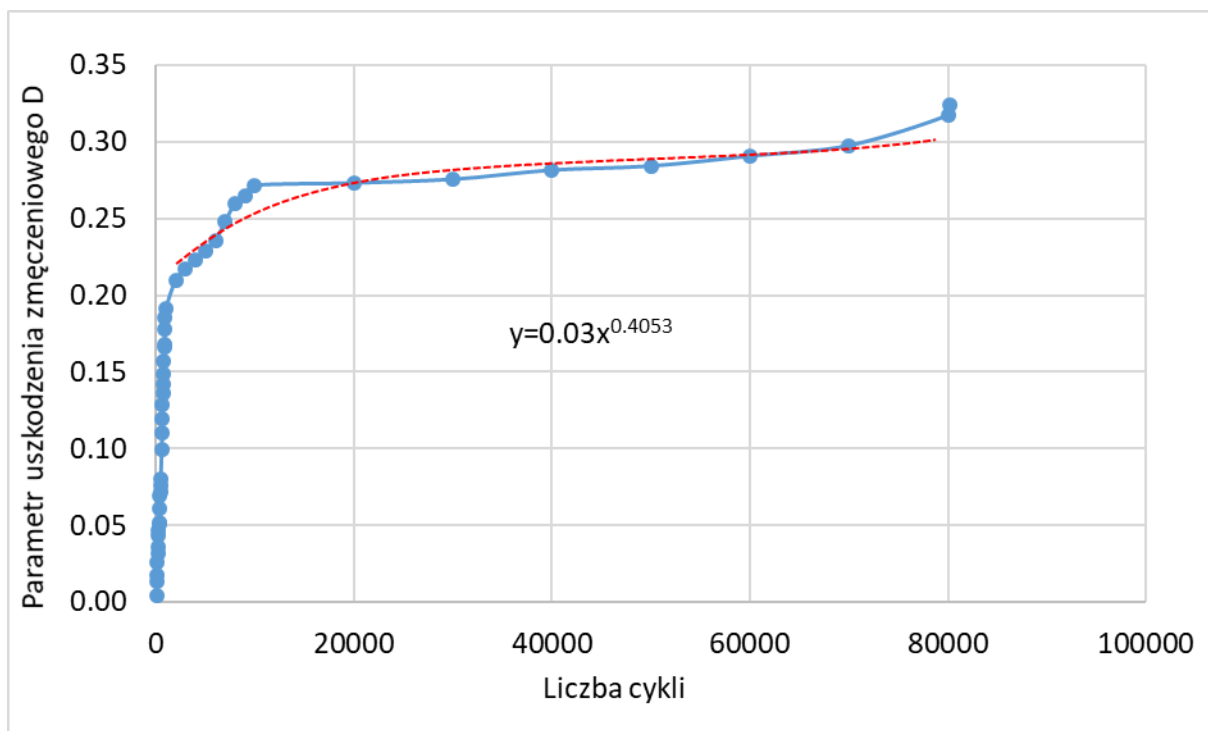
Rys. A. 2 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 480 MPa



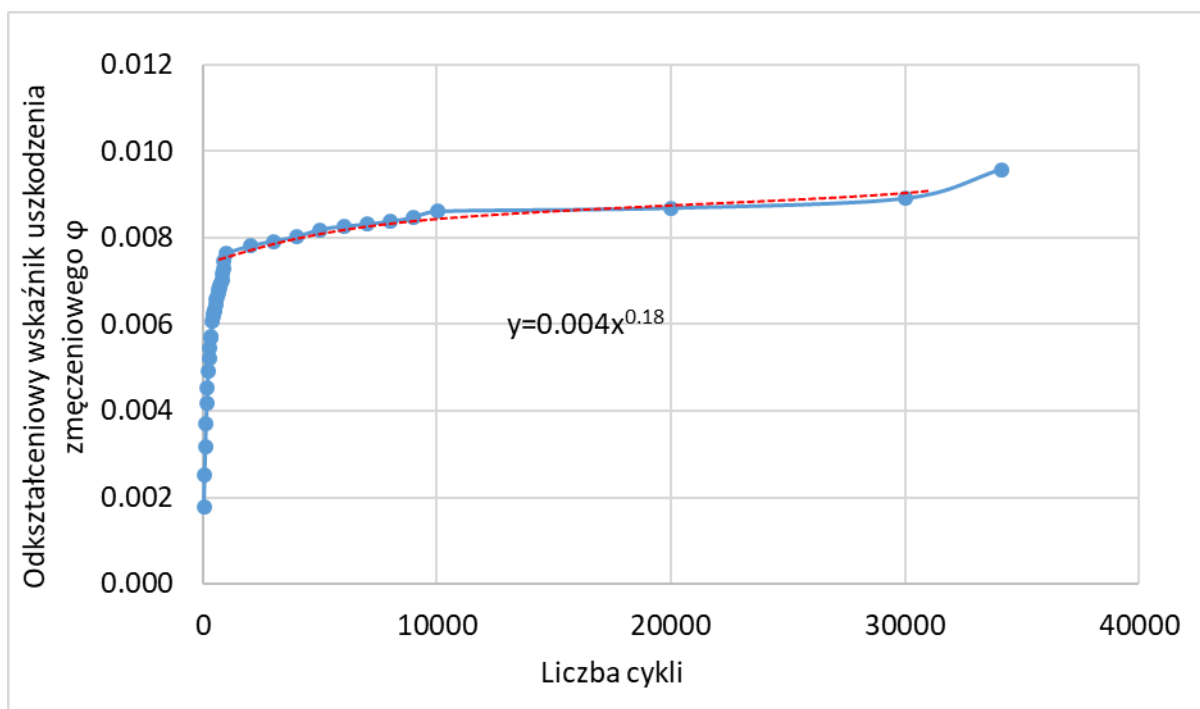
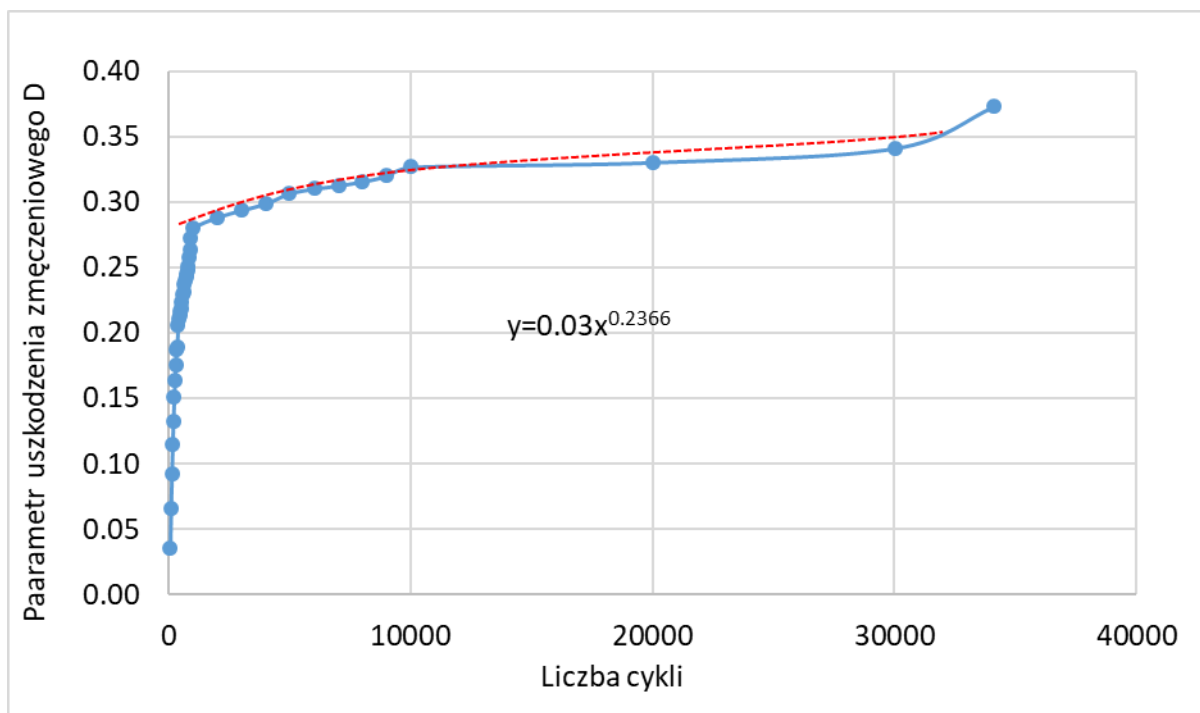
Rys. A. 3 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 500 MPa



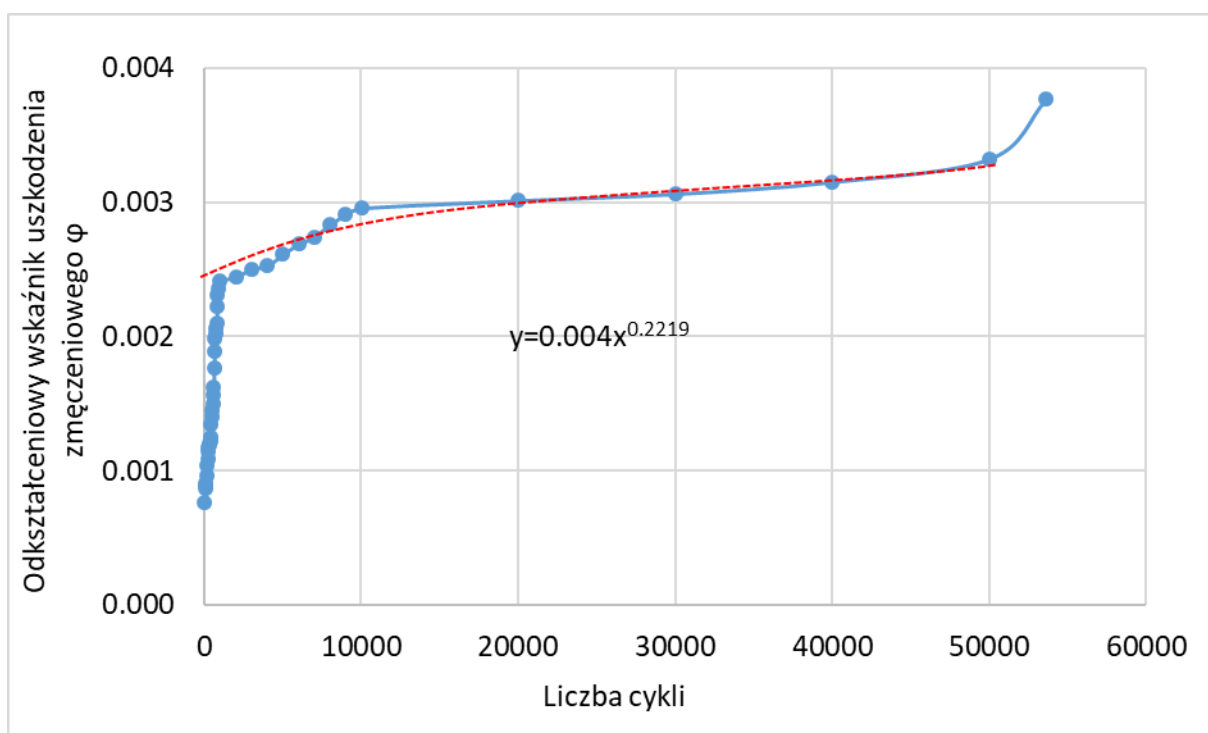
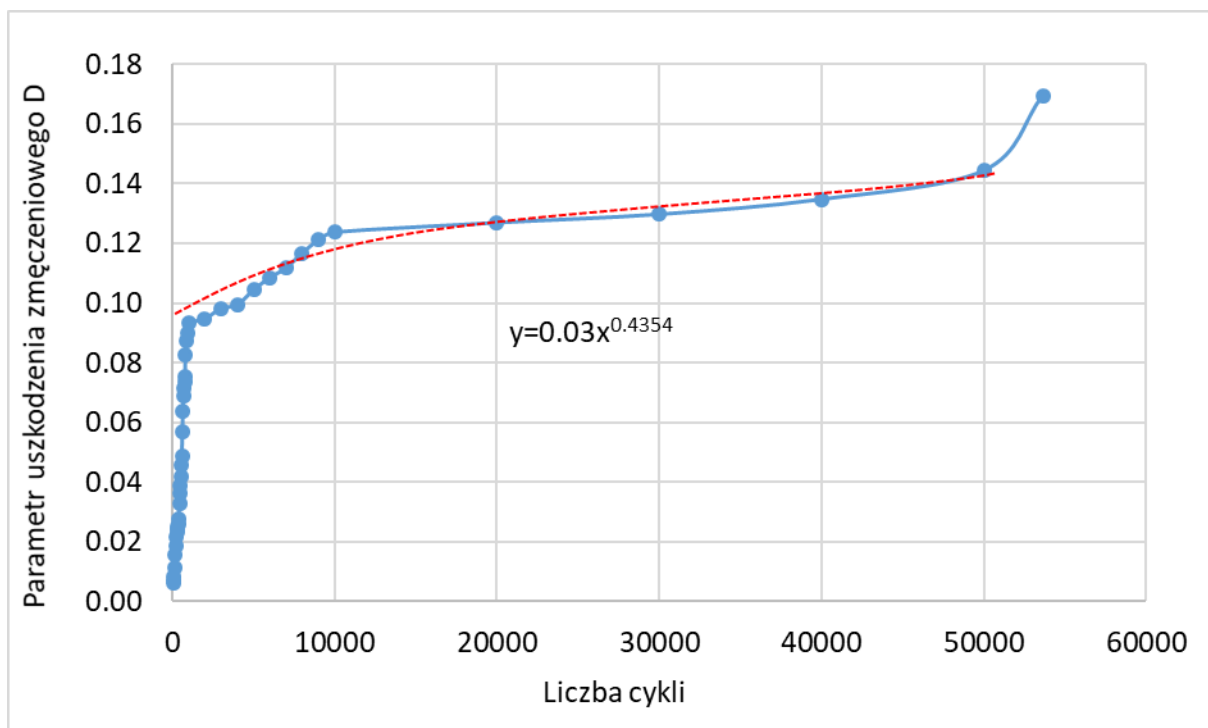
Rys. A. 4 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 510 MPa



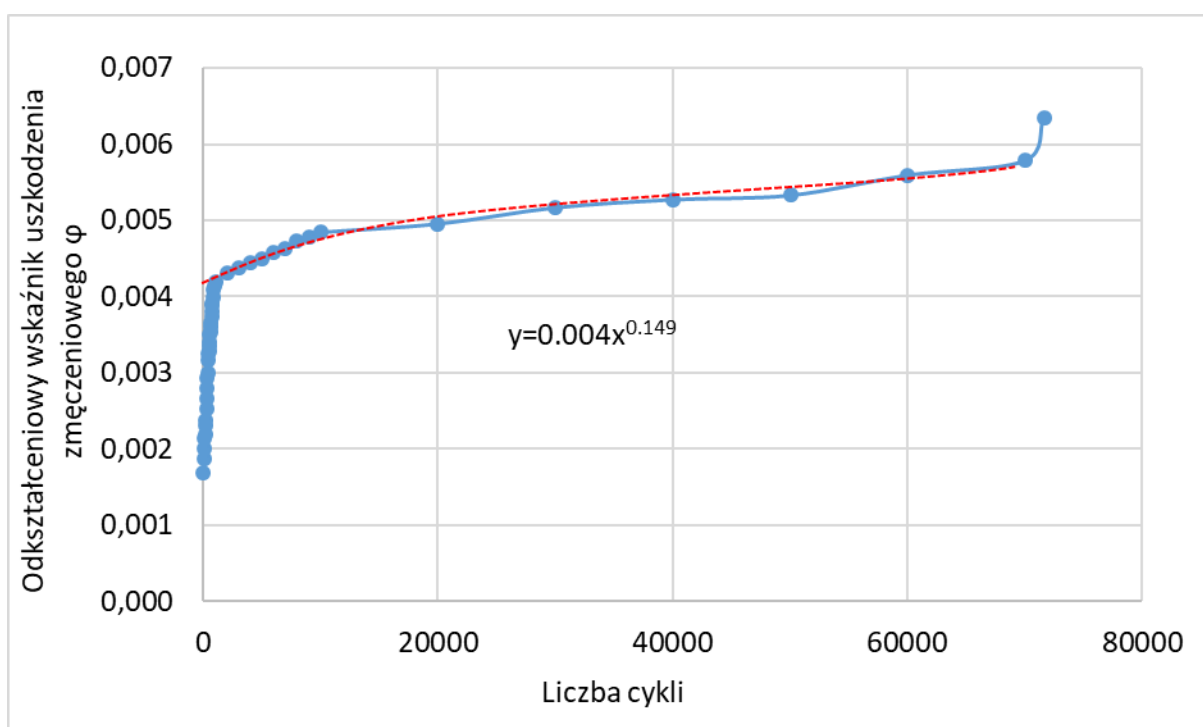
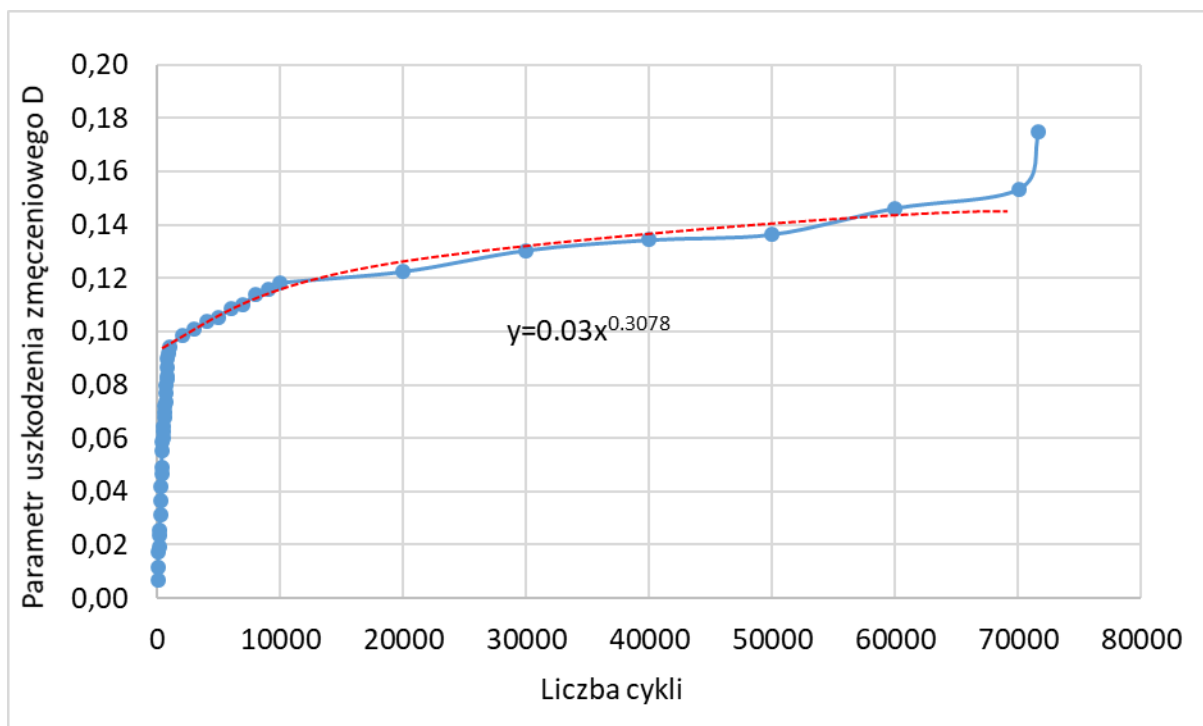
Rys. A. 5 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 520 MPa



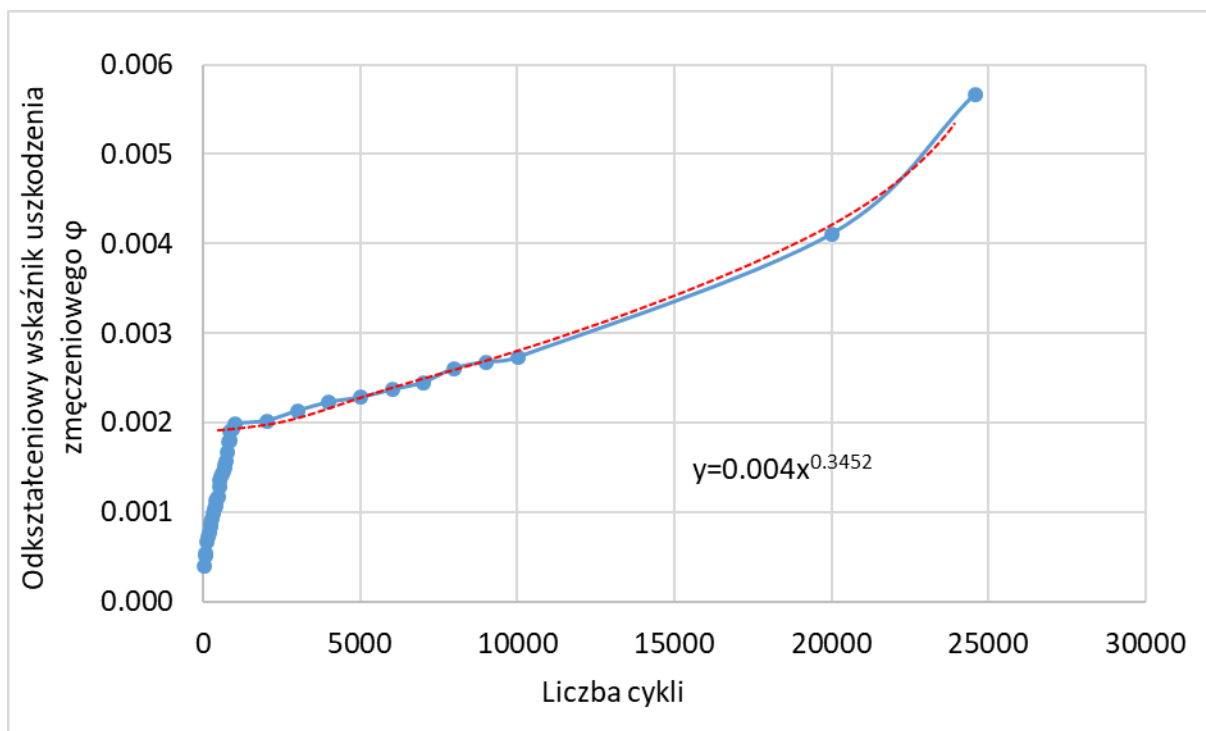
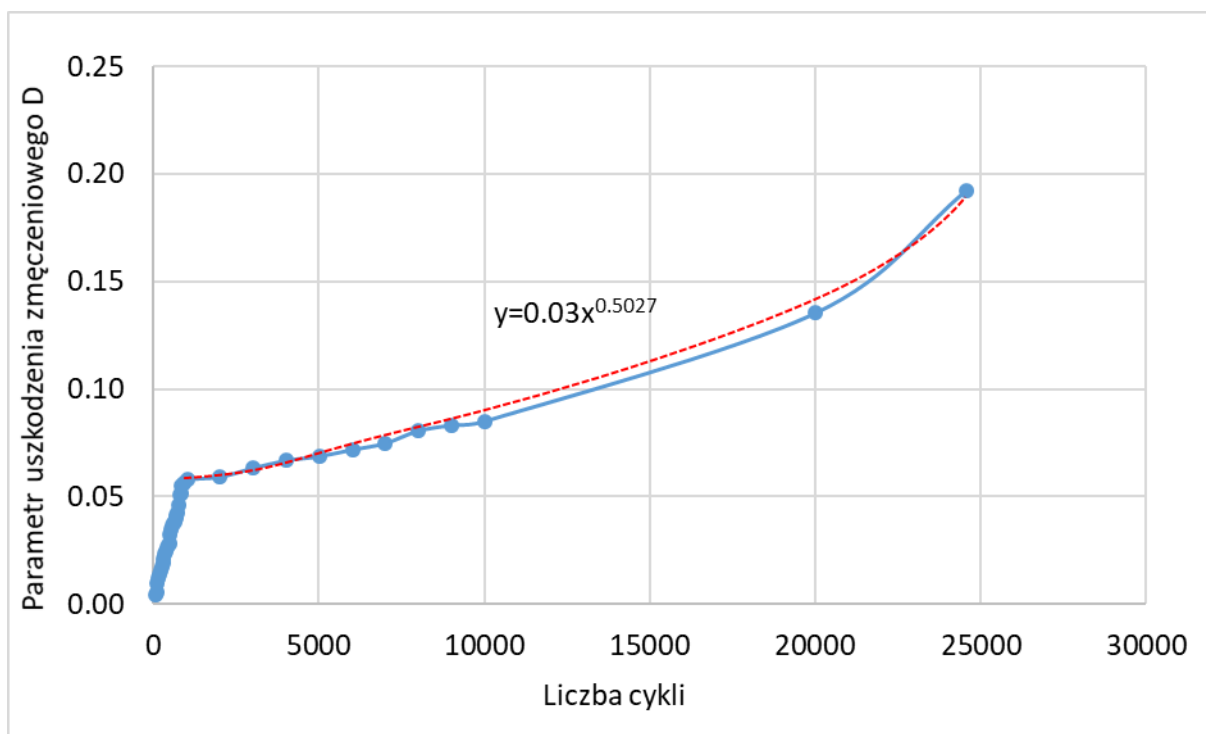
Rys. A. 6 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 530 MPa



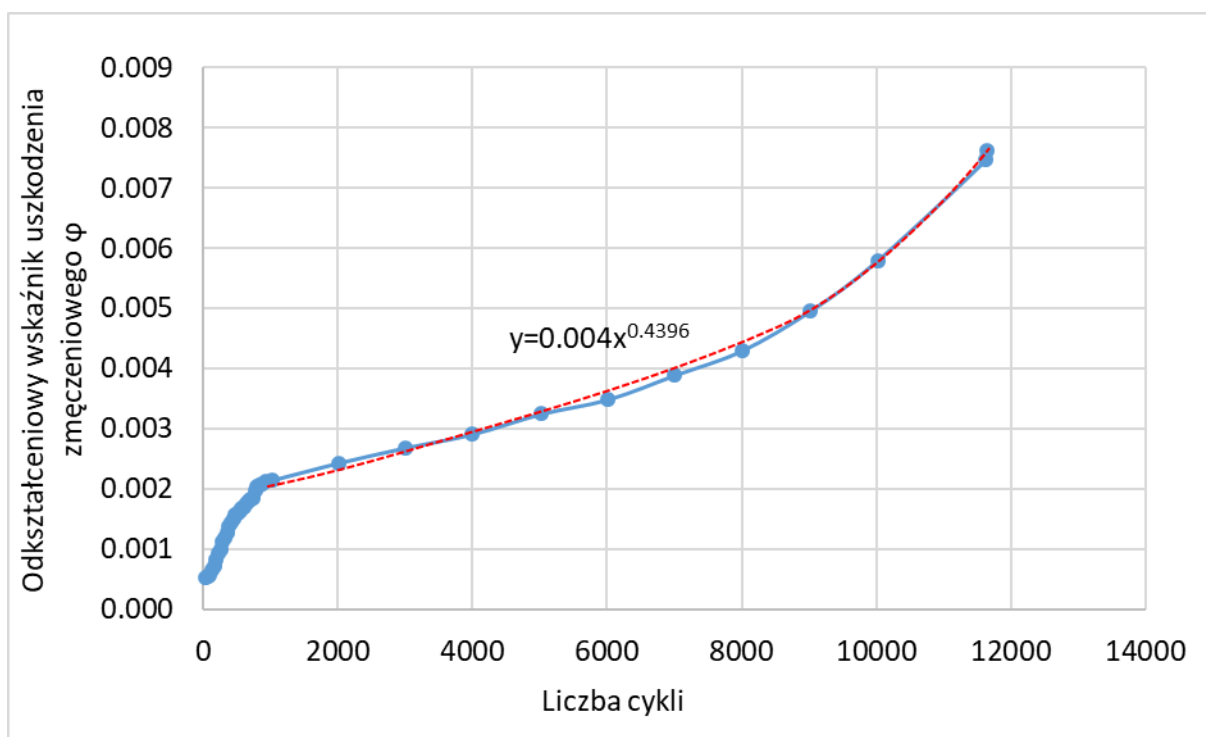
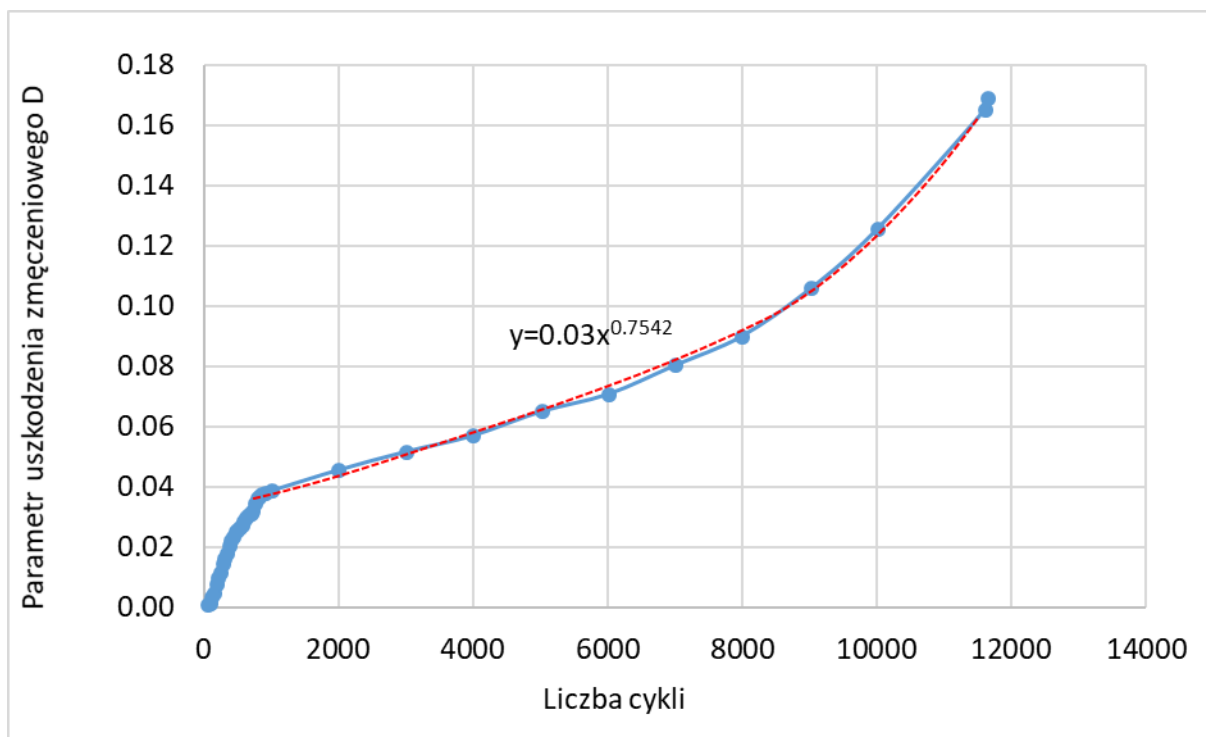
Rys. A. 7 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 540 MPa



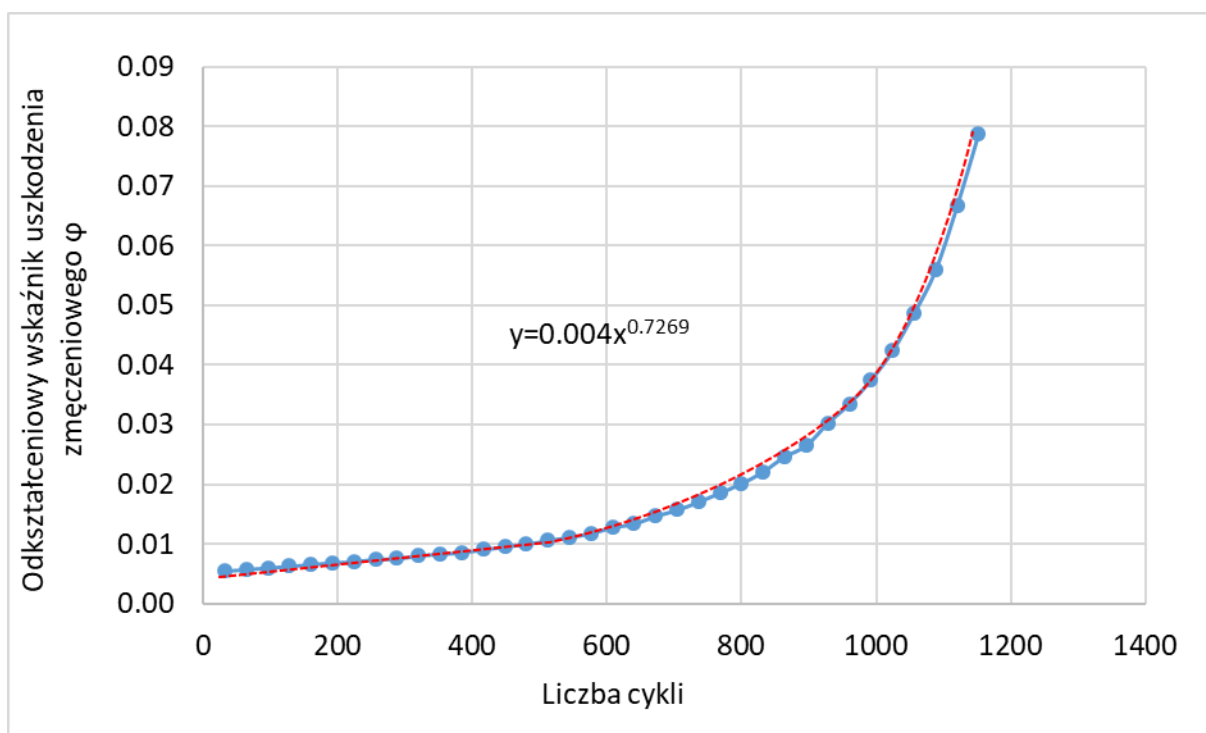
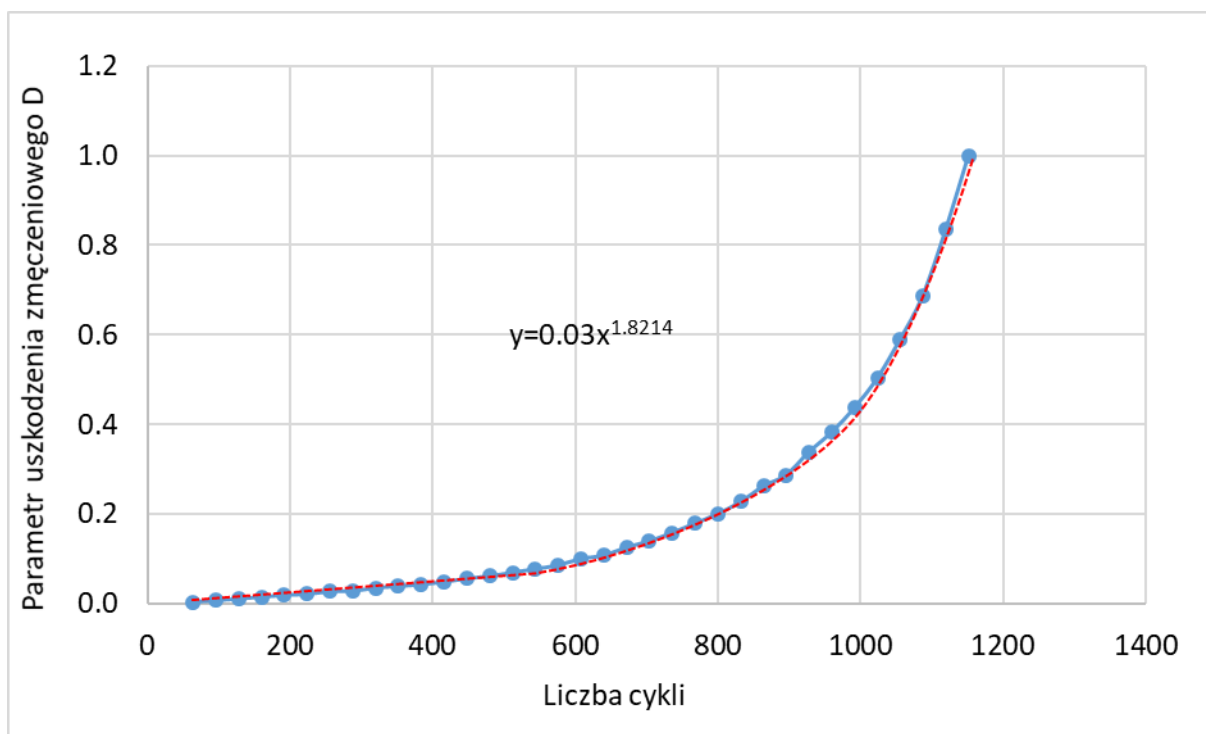
Rys. A. 8 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 550 MPa



Rys. A. 9 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 580 MPa



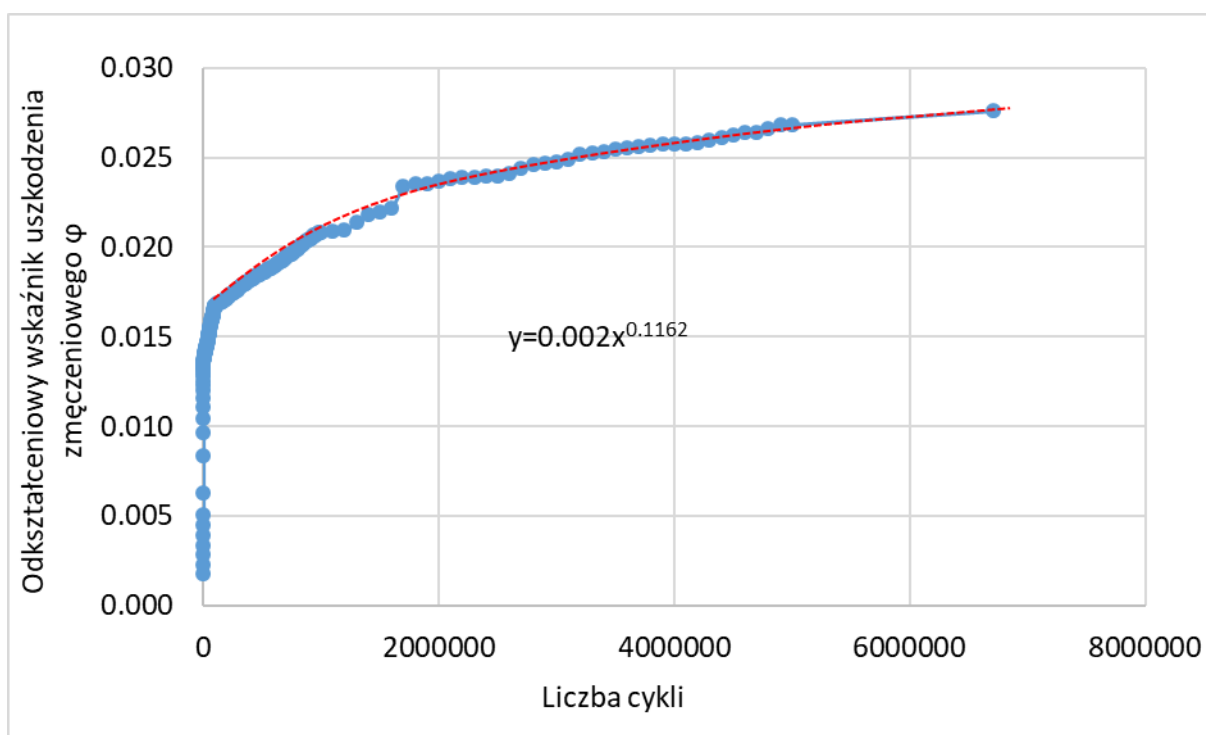
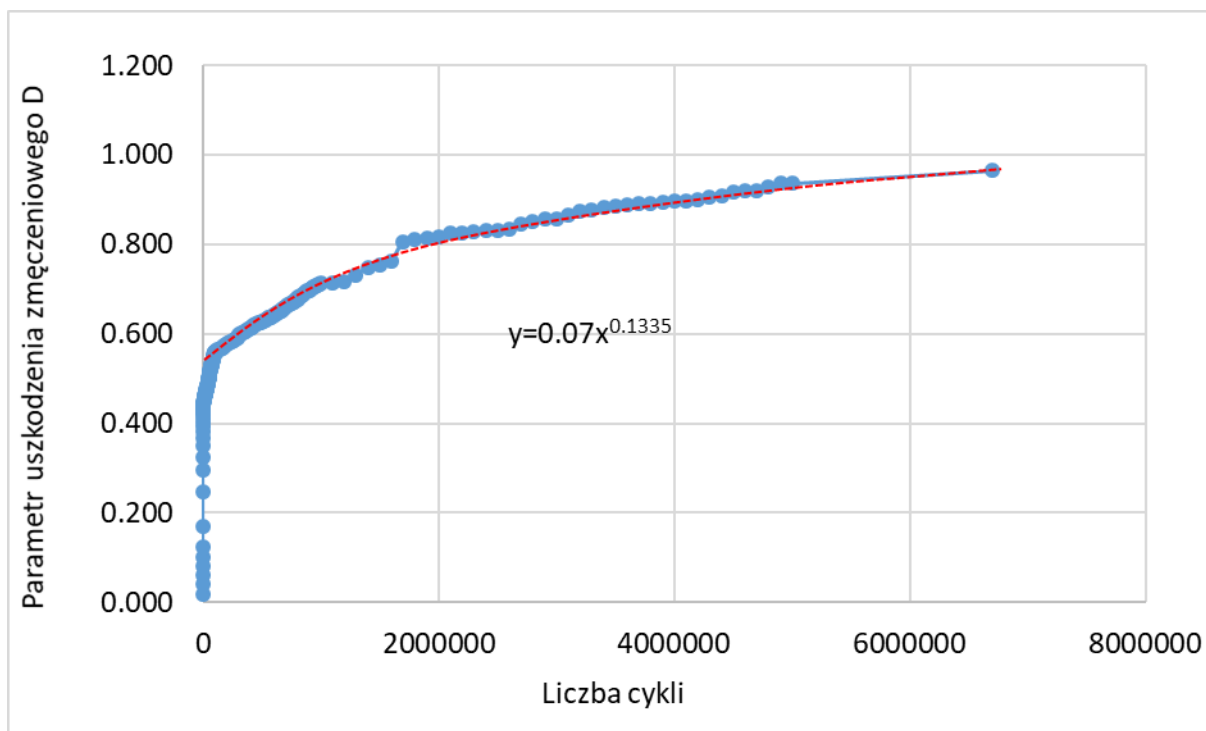
Rys. A. 10 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 600 MPa



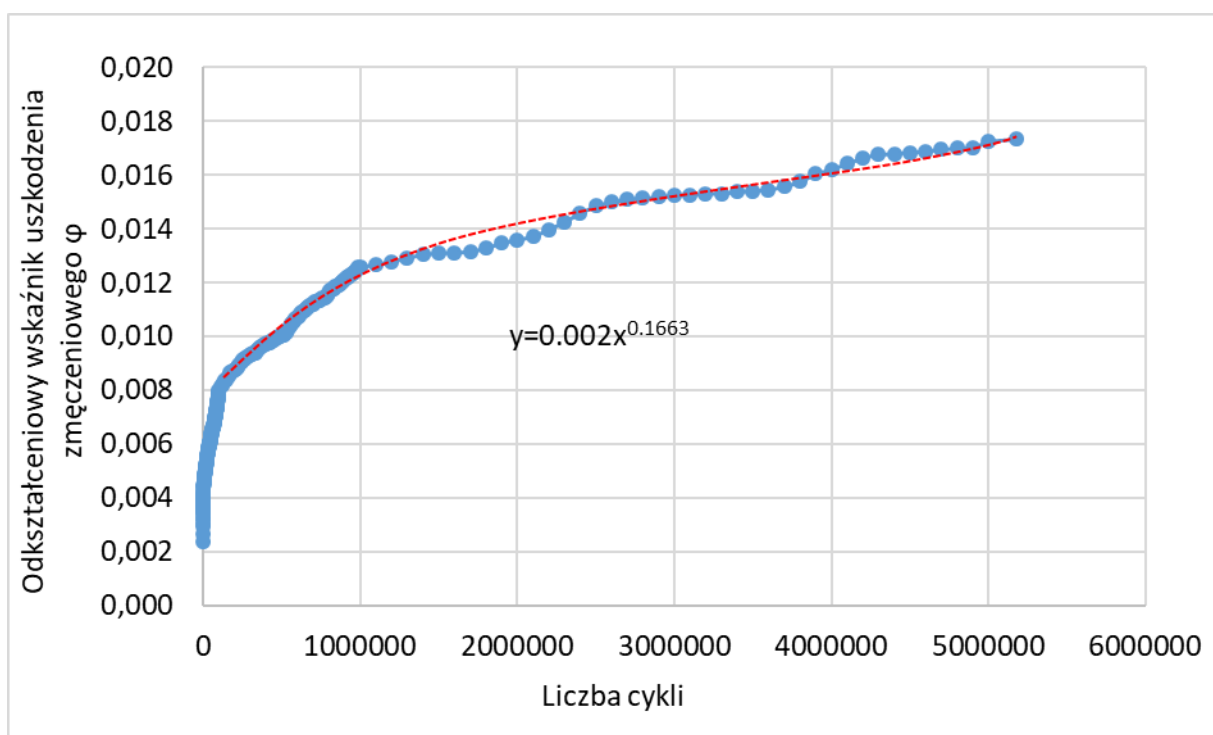
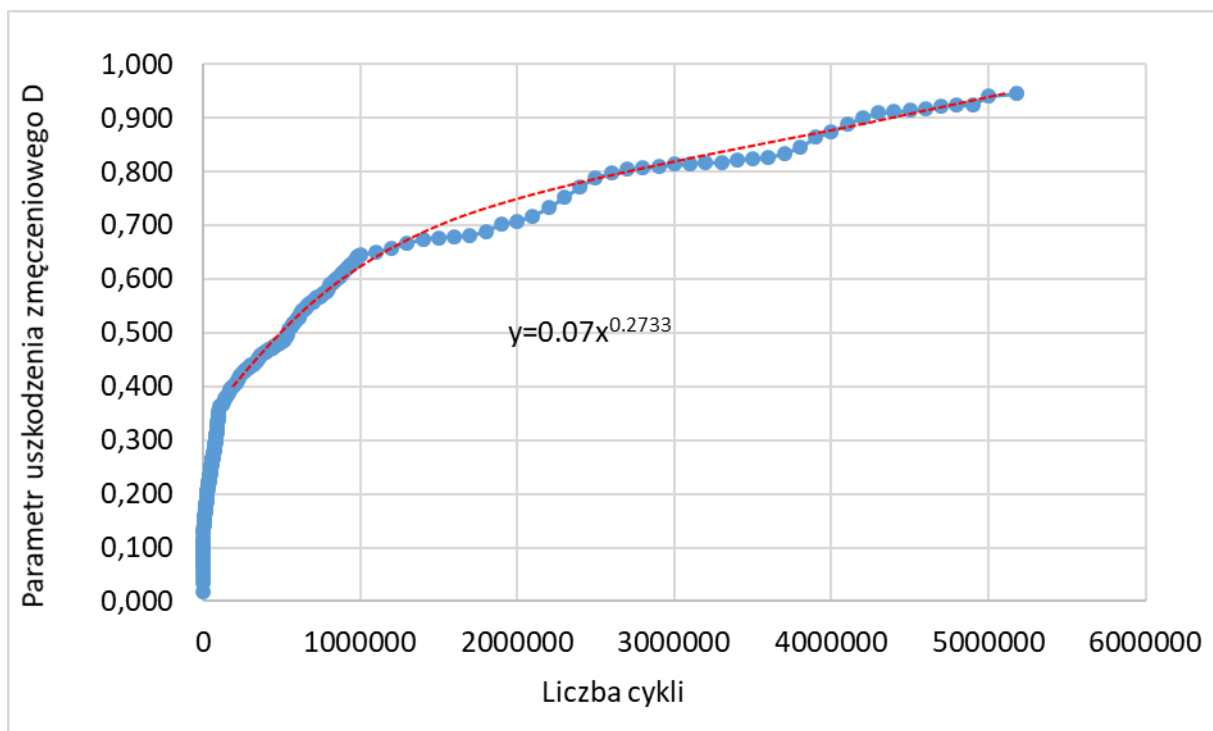
Rys. A. 11 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 680 MPa

Tab. A. 1 Zestawienie wykładników wskaźnika φ i parametru D dla stali P91 w stanie dostawy

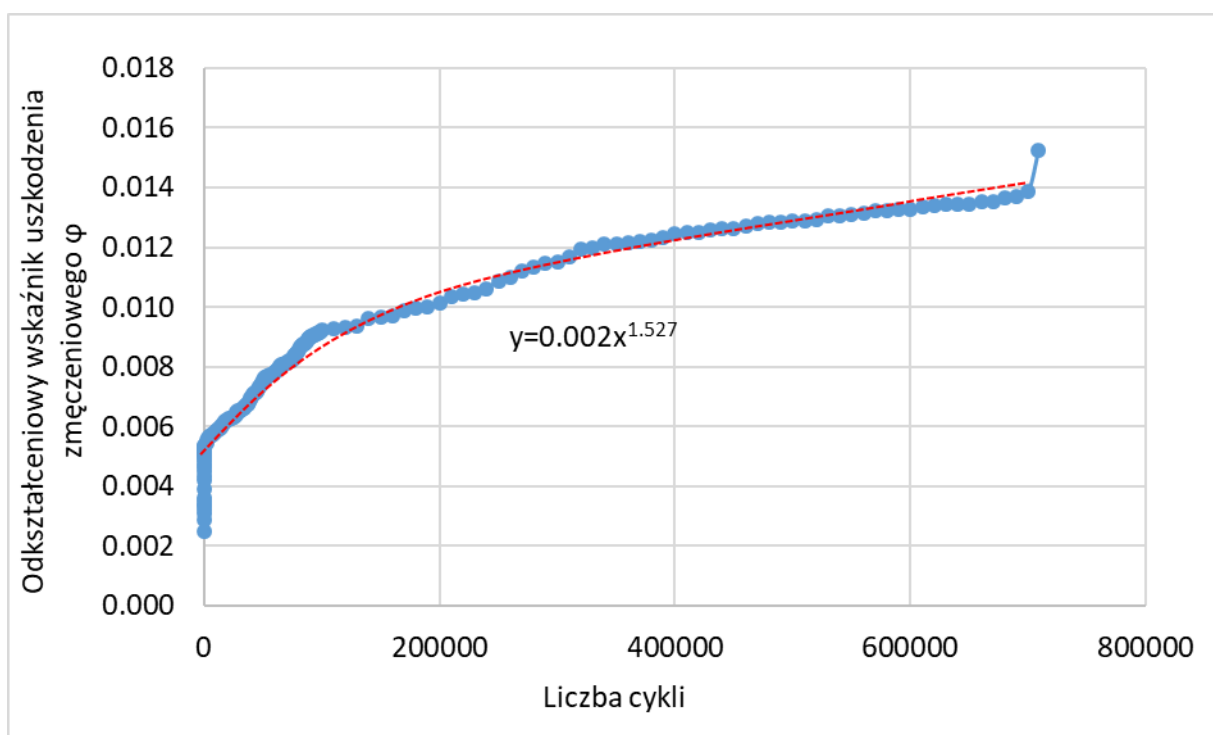
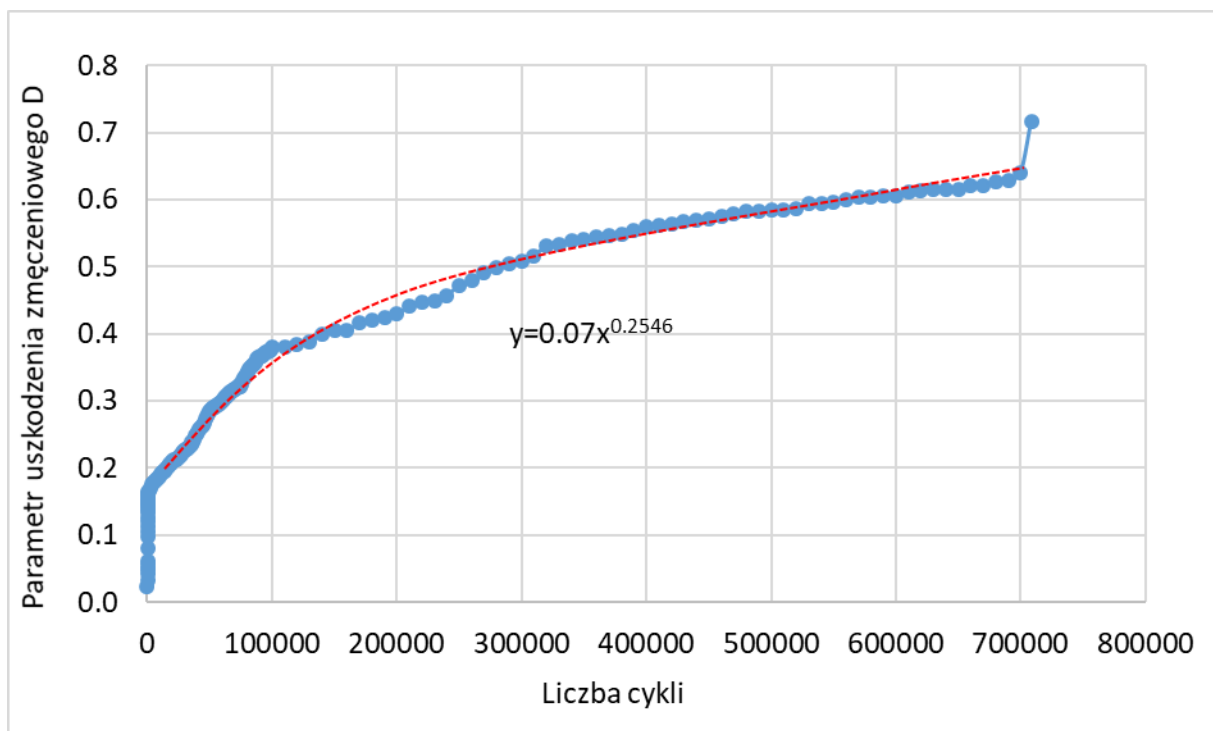
Napężenie [MPa]	Liczba cykli do zerwania	Wykładnik wskaźnika φ	Wykładnik parametru D
470	1069188	0.1323	0.16
480	739861	0.1545	0.2181
500	267056	0.0607	0.1875
510	112264	0.1693	0.2278
520	81107	0.2376	0.4053
530	39035	0.18	0.2366
540	54560	0.2219	0.4354
550	72536	0.149	0.3078
580	32244	0.3452	0.5027
600	12947	0.4396	0.7542
680	1208	0.7269	1.8214



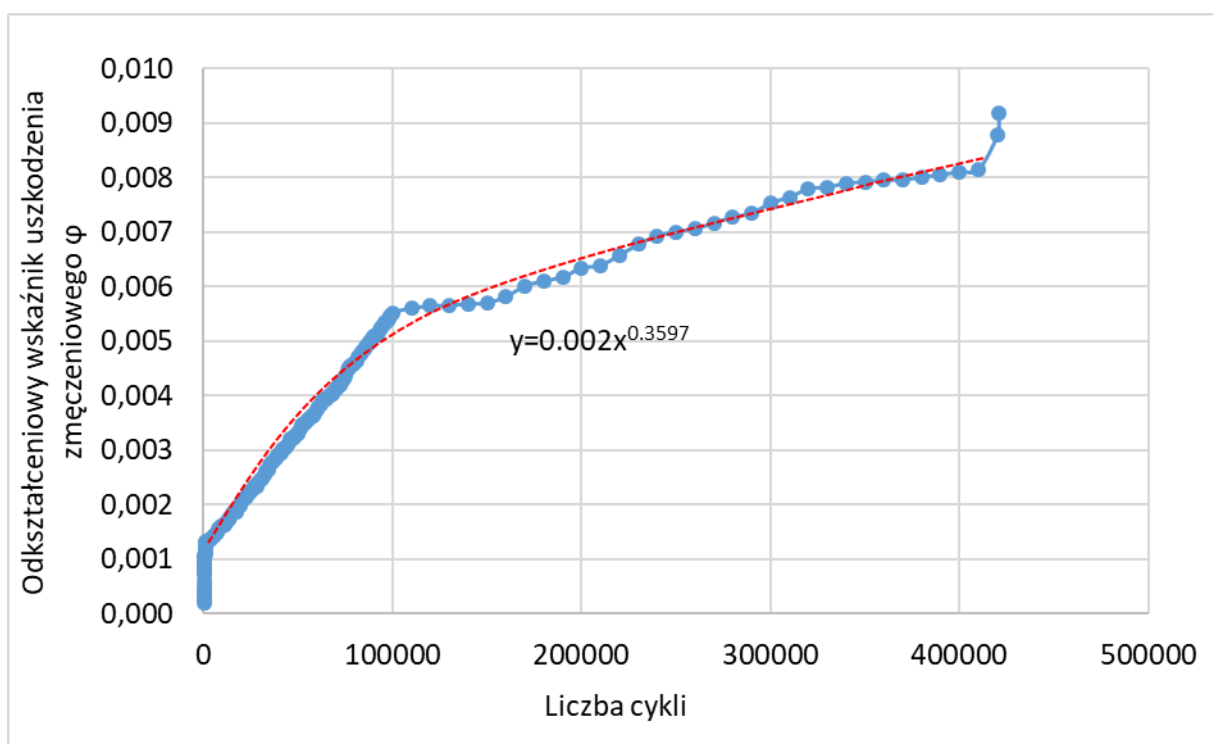
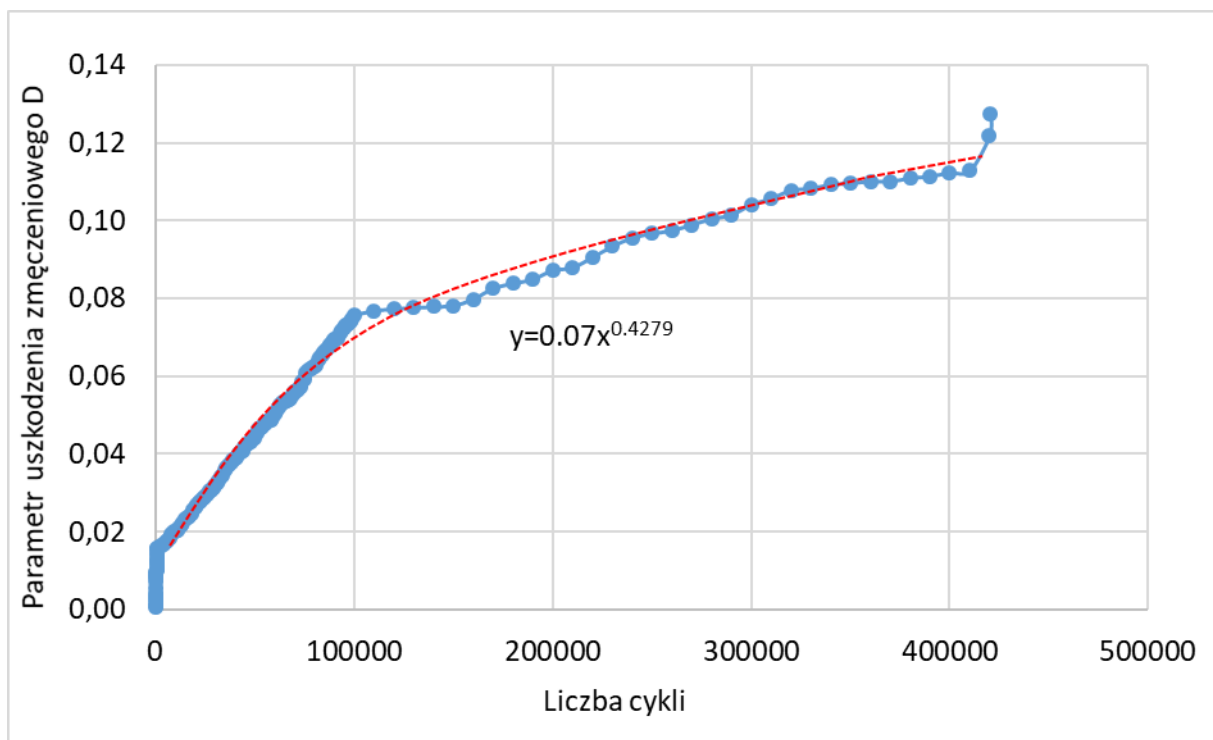
Rys. A. 12 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ dla stali P91 w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 320 MPa



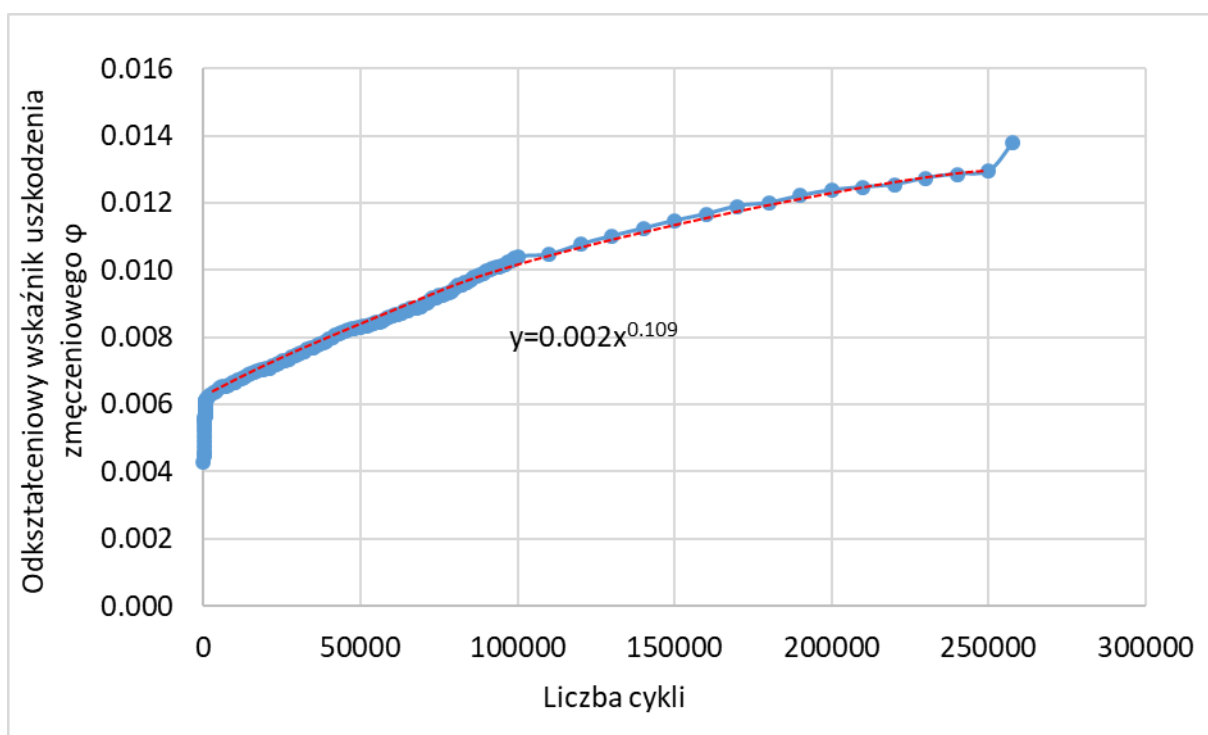
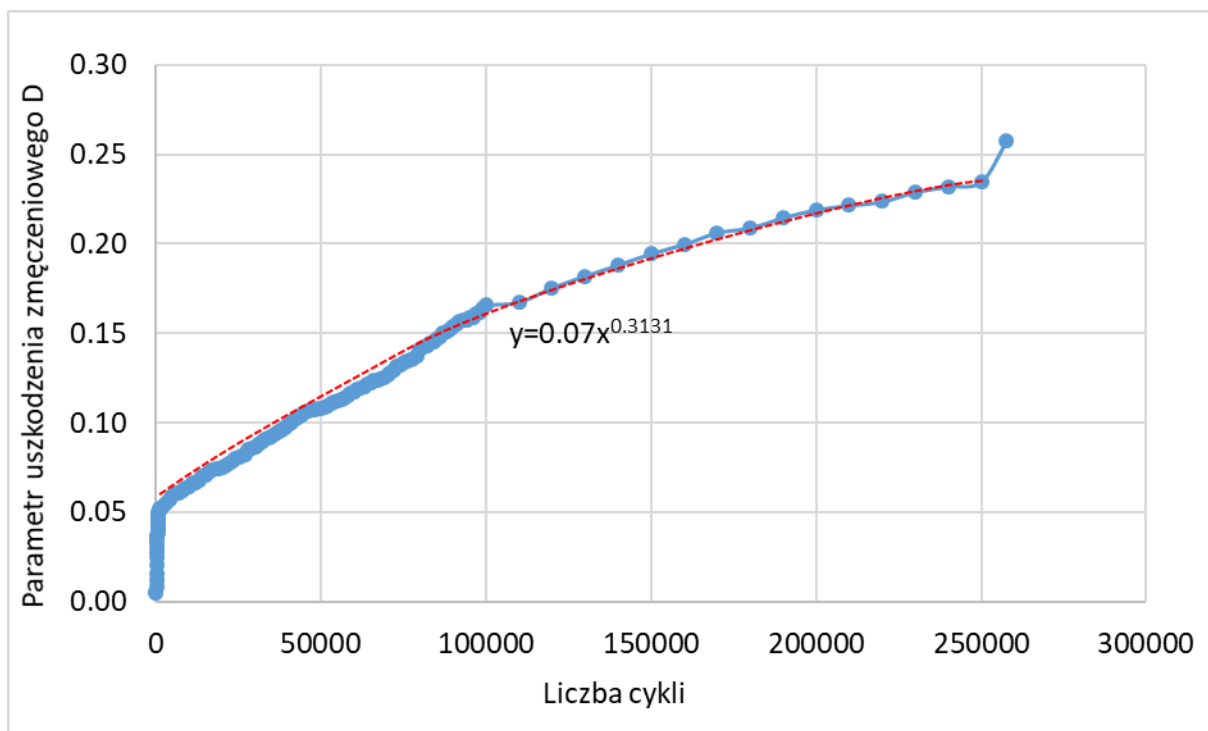
Rys. A. 13 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 350 MPa



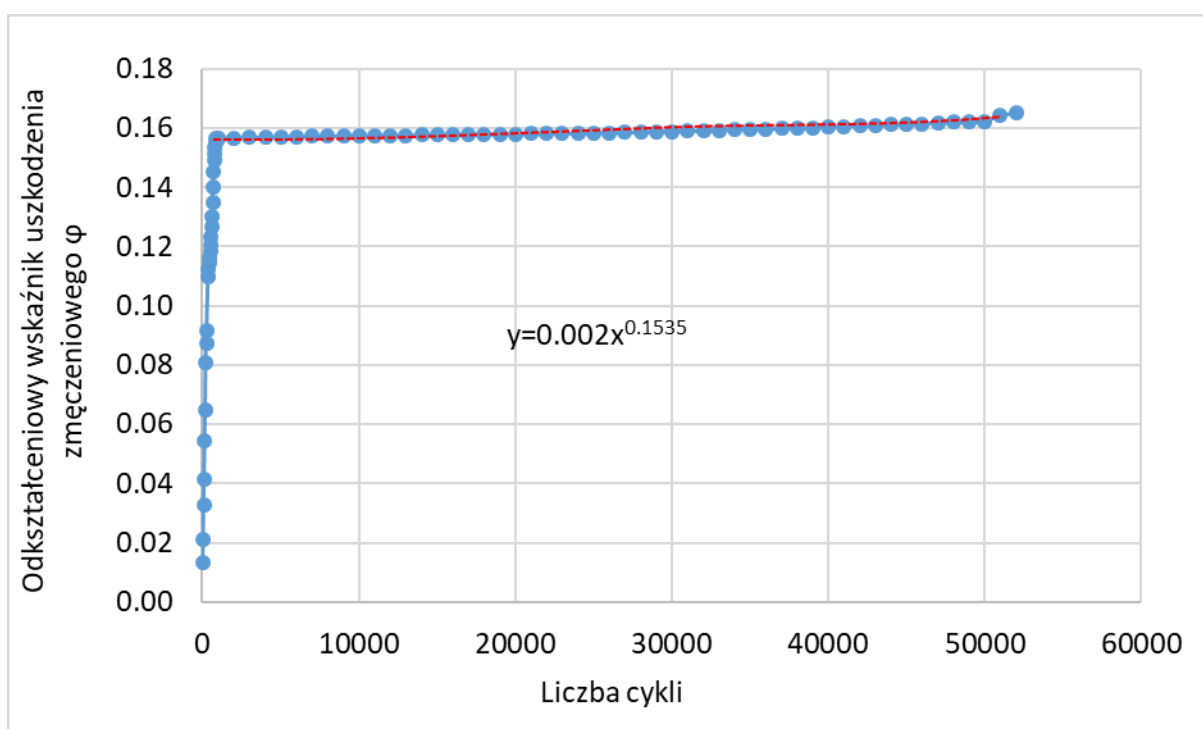
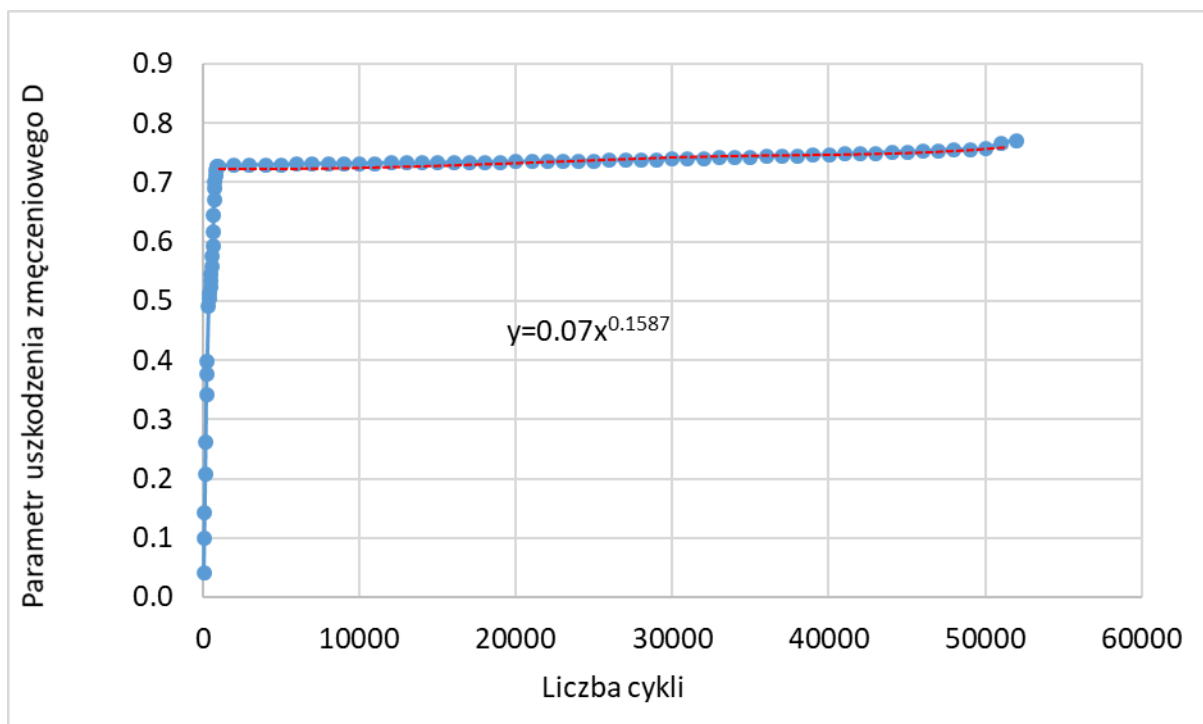
Rys. A. 14 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 380 MPa



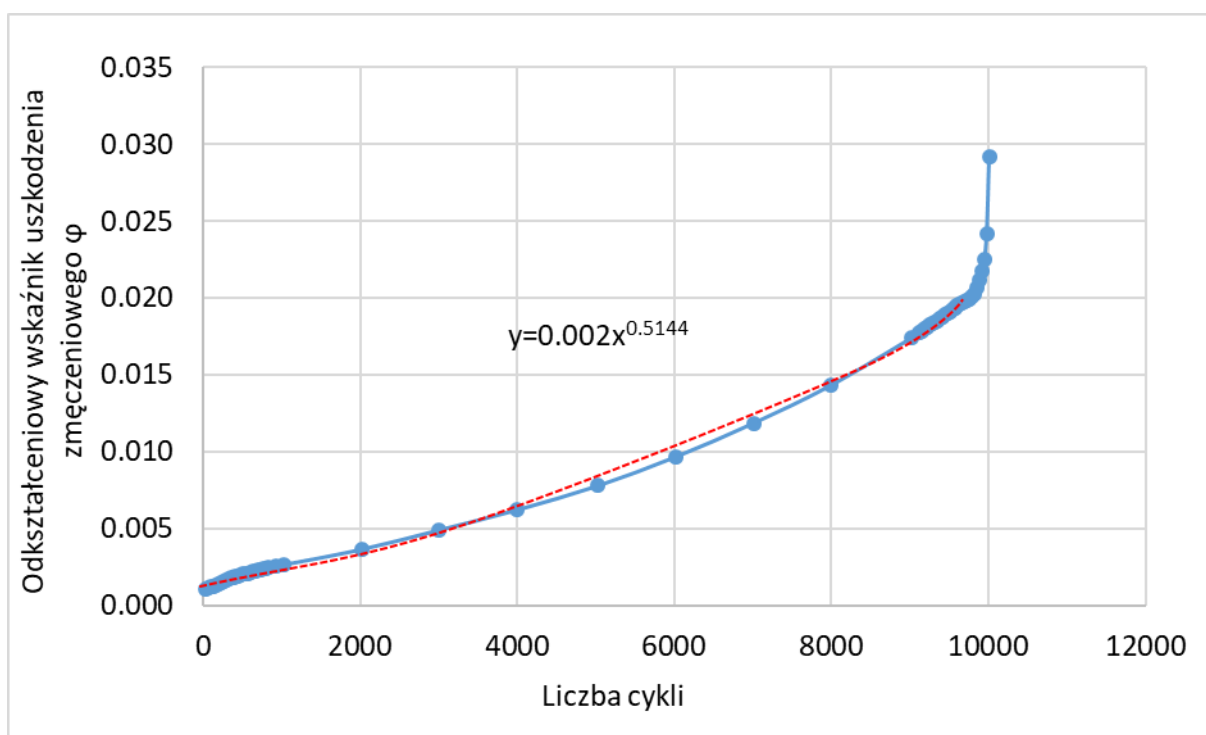
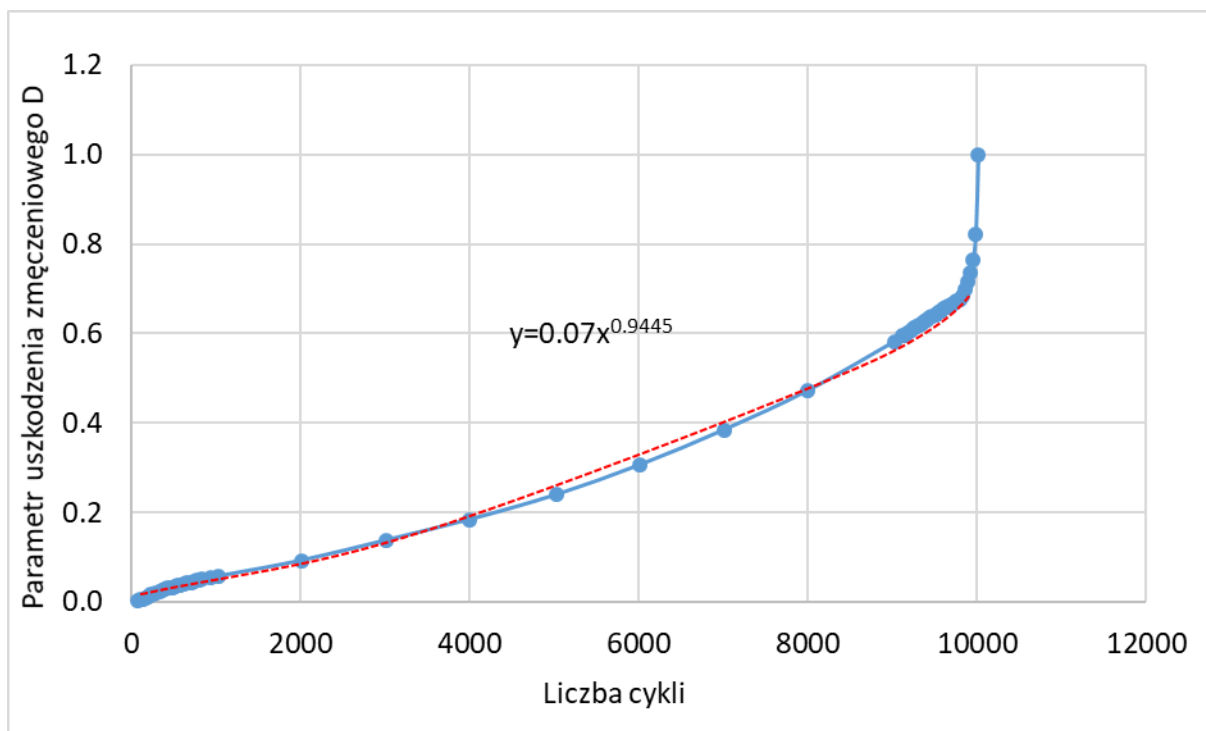
Rys. A. 15 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 400 MPa



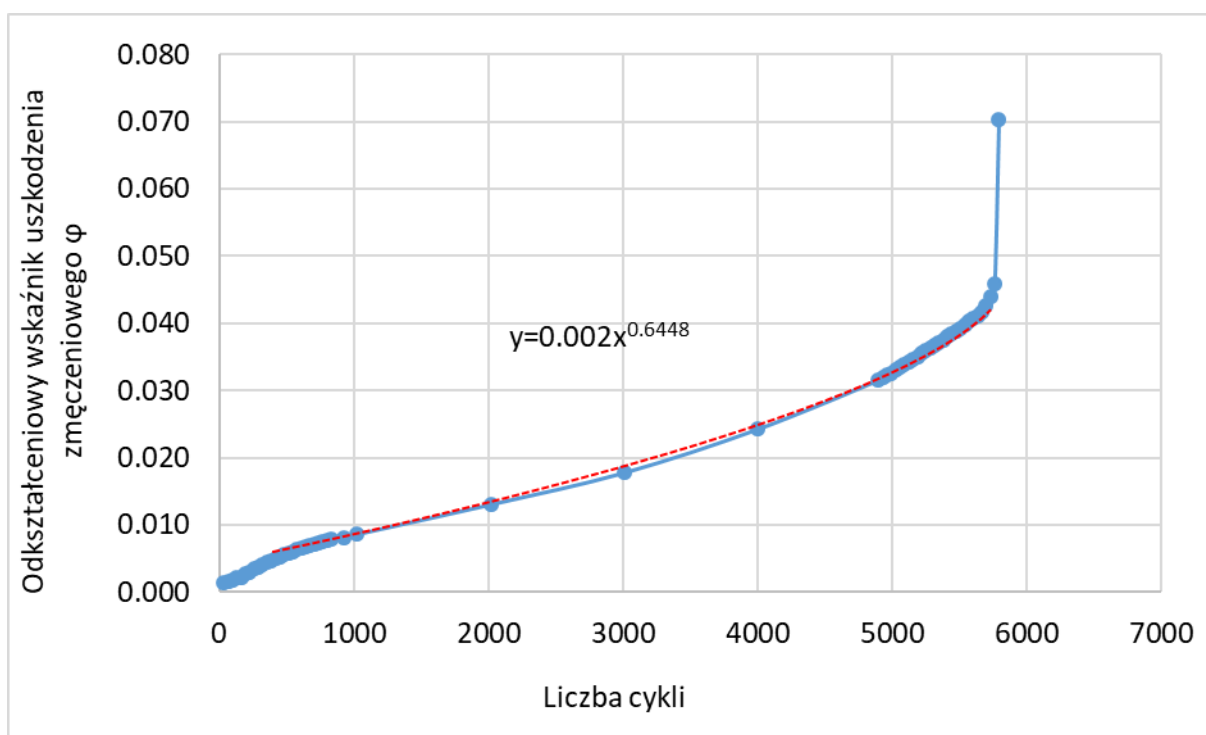
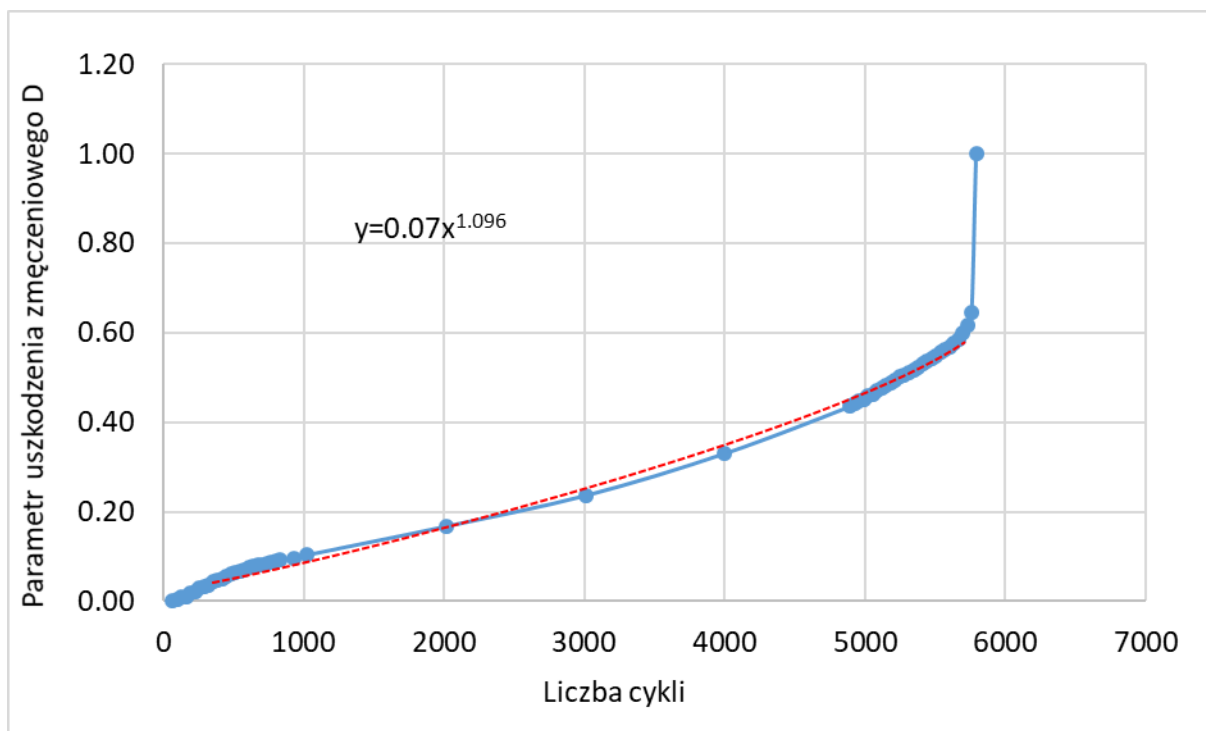
Rys. A. 16 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 410 MPa



Rys. A. 17 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 420 MPa



Rys. A. 18 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ dla stali P91 w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 450 MPa



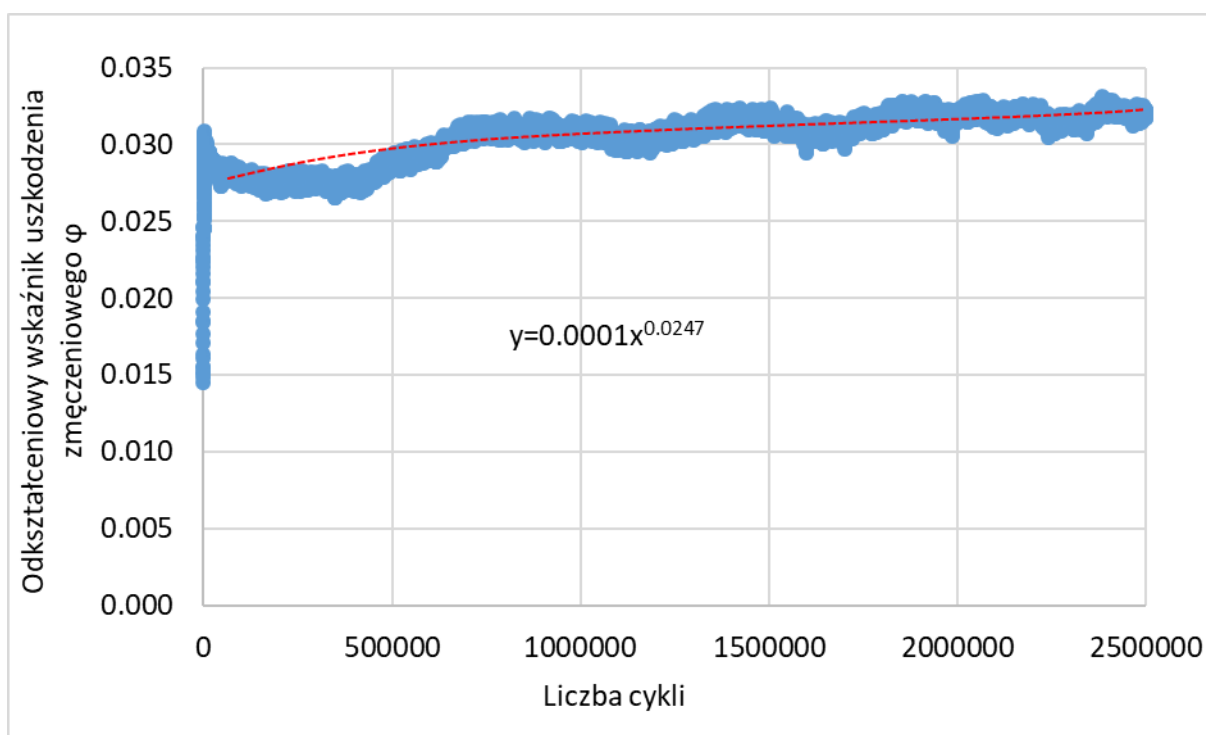
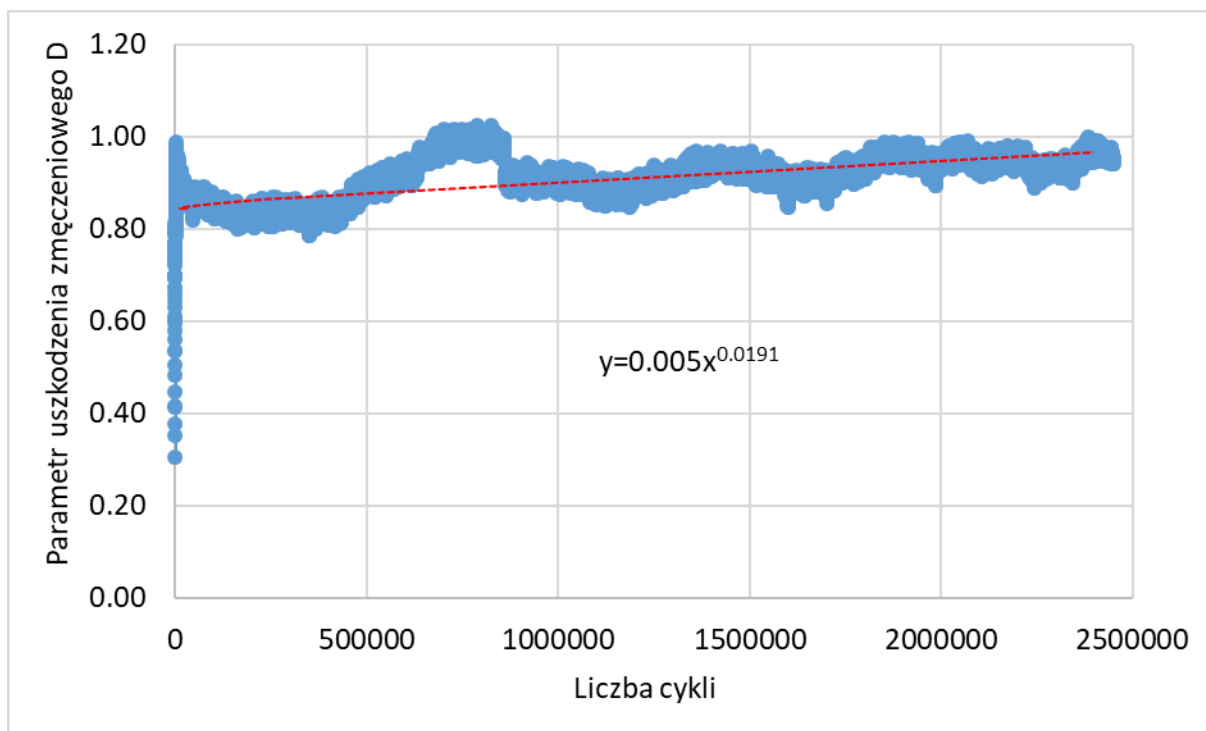
Rys. A. 19 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali P91 w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 480 MPa

Tab. A. 2 Zestawienie wykładników wskaźnika φ i parametru D dla stali P91 w stanie po eksploatacji

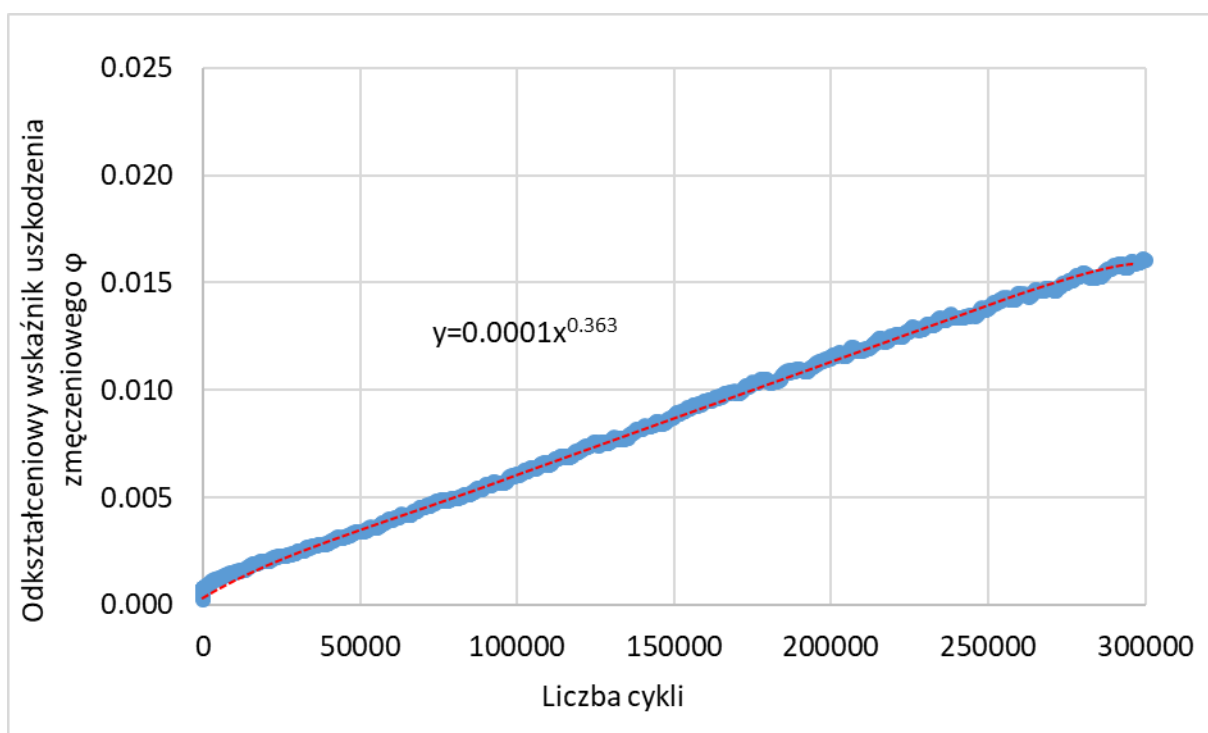
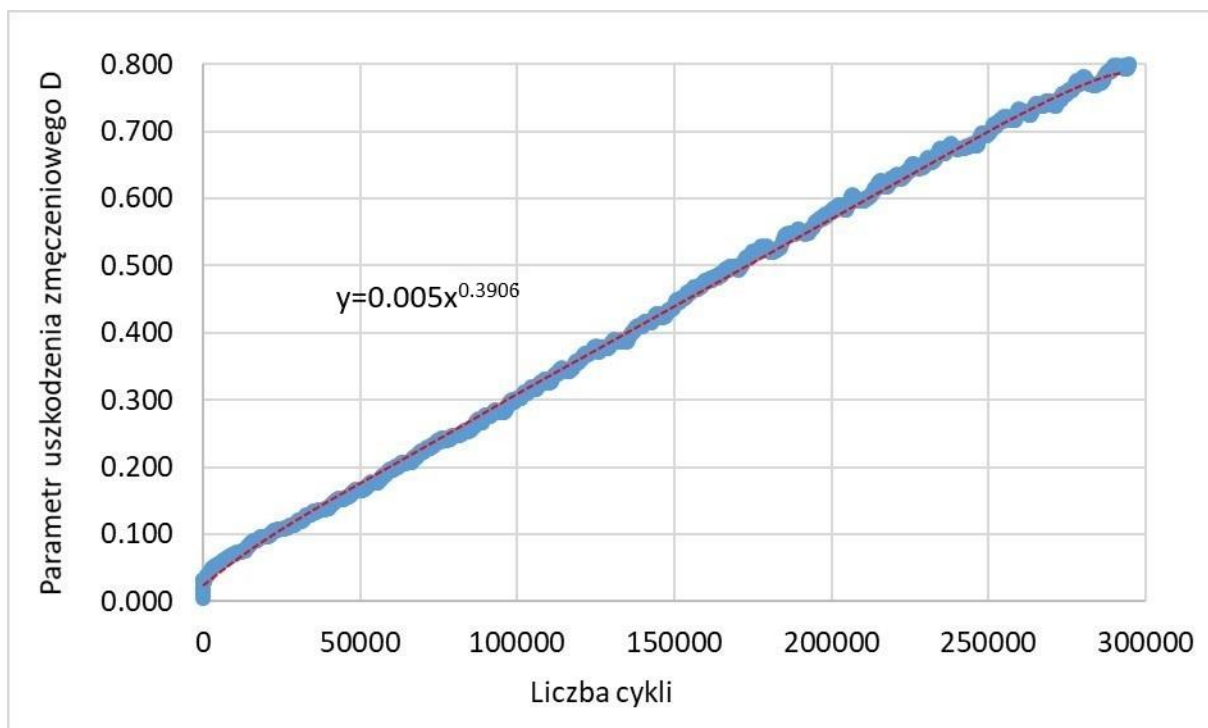
Napężenie [MPa]	Liczba cykli do zerwania	Wykładnik wskaźnika φ	Wykładnik parametru D
320	6704968	0.1162	0.1355
350	5181059	0.1663	0.2733
380	709628	0.1527	0.2546
400	421509	0.3597	0.4279
410	258653	0.109	0.3131
420	53052	0.1535	0.1587
450	10043	0.5144	0.9445
480	7516	0.6448	1.096

Dodatek B – baza danych do analitycznego wyznaczania wartości wykładników funkcji zmiany parametrów D i φ dla stali 10H2M

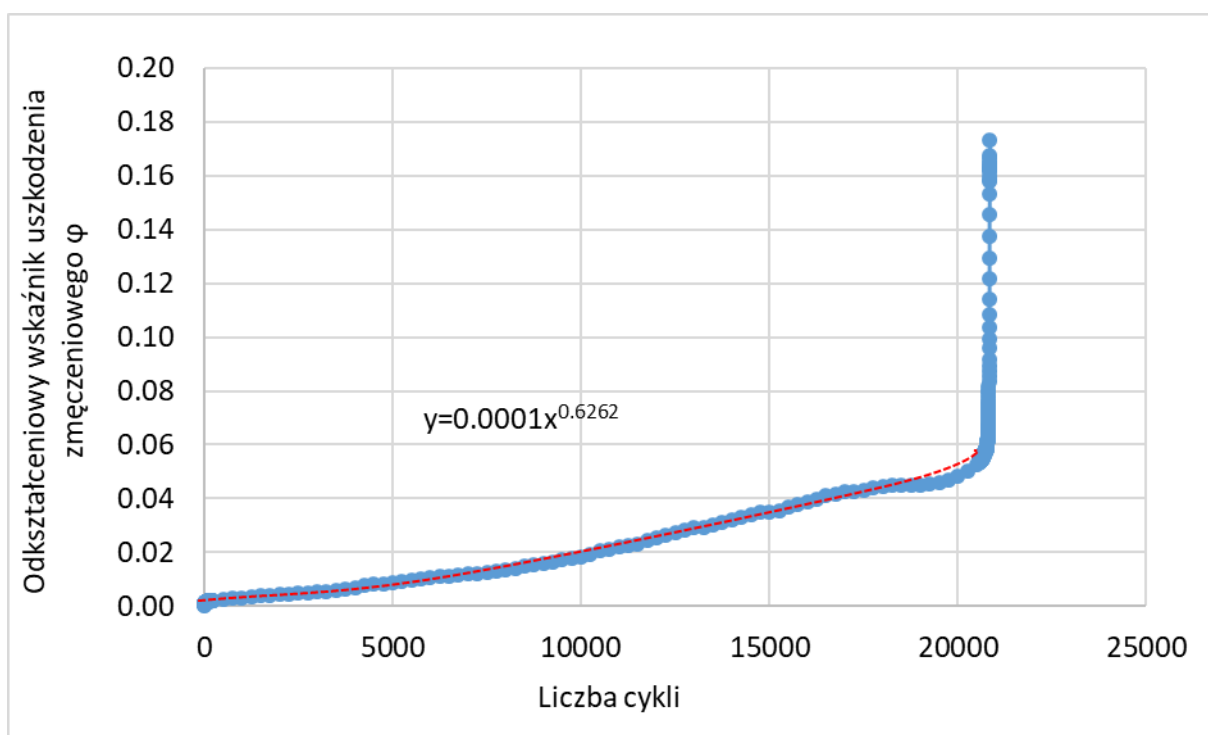
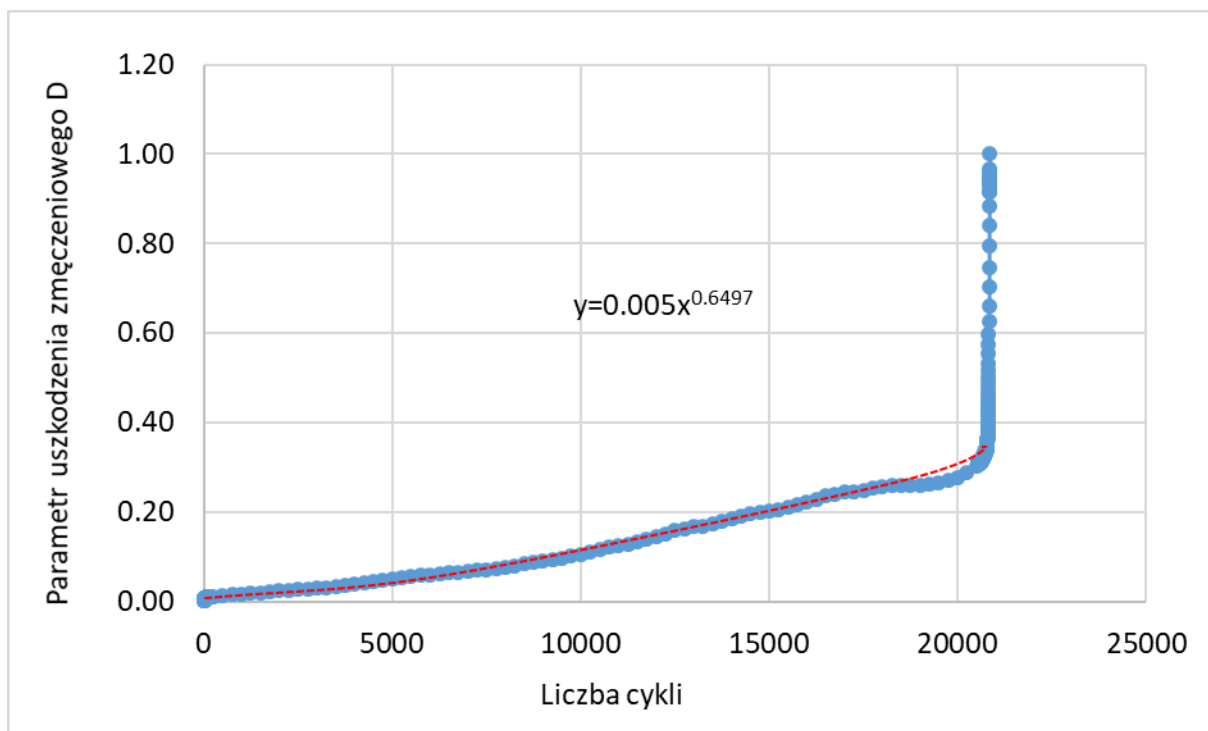
W załączniku B przedstawiono wyniki analitycznego wyznaczania wykładników funkcji zmiany parametrów D i φ dla stali 10H2M w stanie dostawy oraz po eksploatacji (rys. B1-B11). W tabelach Tab. B1 oraz Tab. B2 przedstawiono złożenie tych parametrów. Do wyznaczenia równania kierunkowego krzywej aproksymującej wyniki wykorzystano zakres stabilnego rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego, który nie uwzględnia początkowego wzrostu odkształcenia do momentu osiągnięcia zamierzonej wartości amplitudy naprężenia oraz końcowego, znacznego skoku wartości odkształcenia na skutek powstania pęknięcia i jego propagacji prowadzącej do całkowitego zniszczenia próbki. Uzyskane wartości wykładnika równania krzywej zostały następnie wykorzystane do opracowania zależności jego zmian od wartości zastosowanej amplitudy naprężenia.



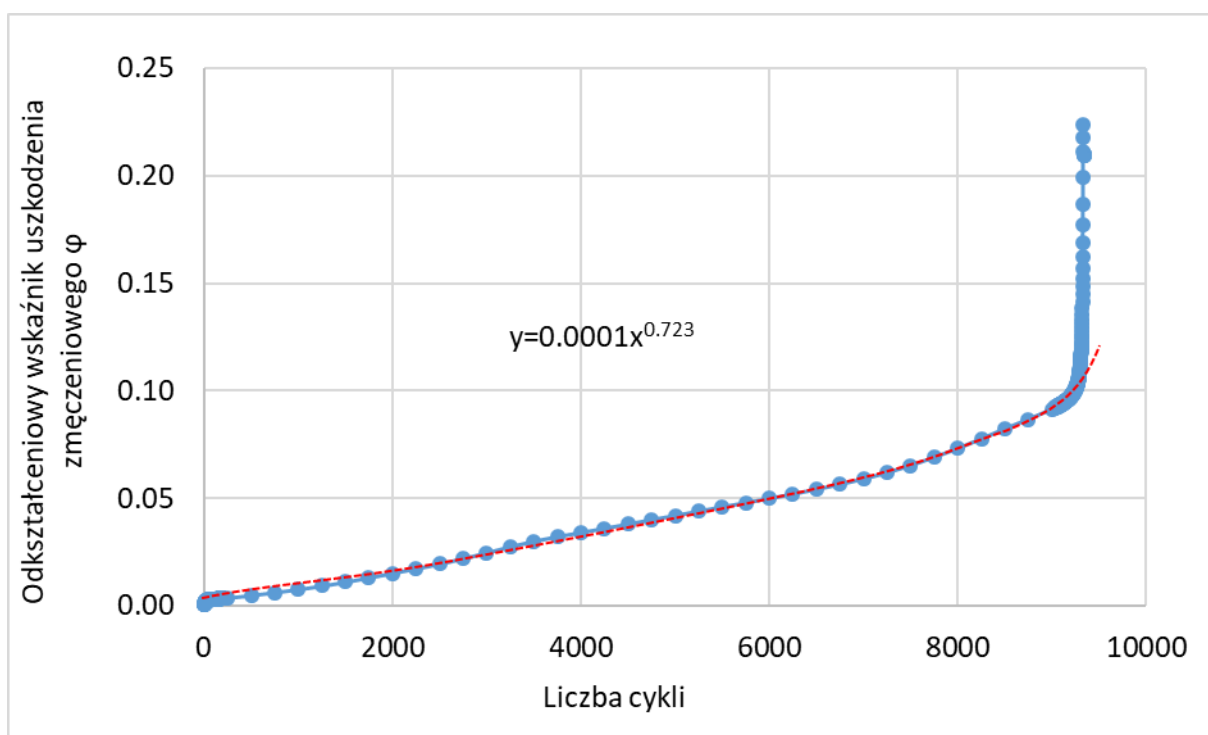
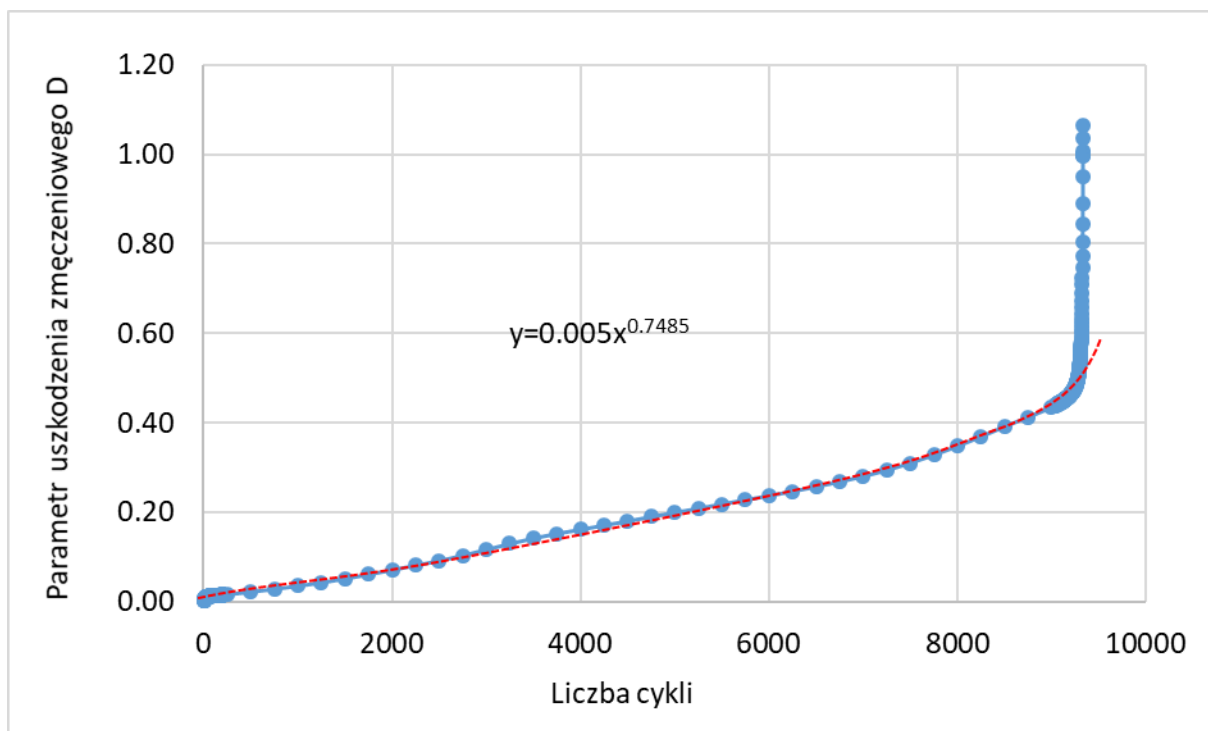
Rys. B. 1 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali 10H2M w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 300 MPa



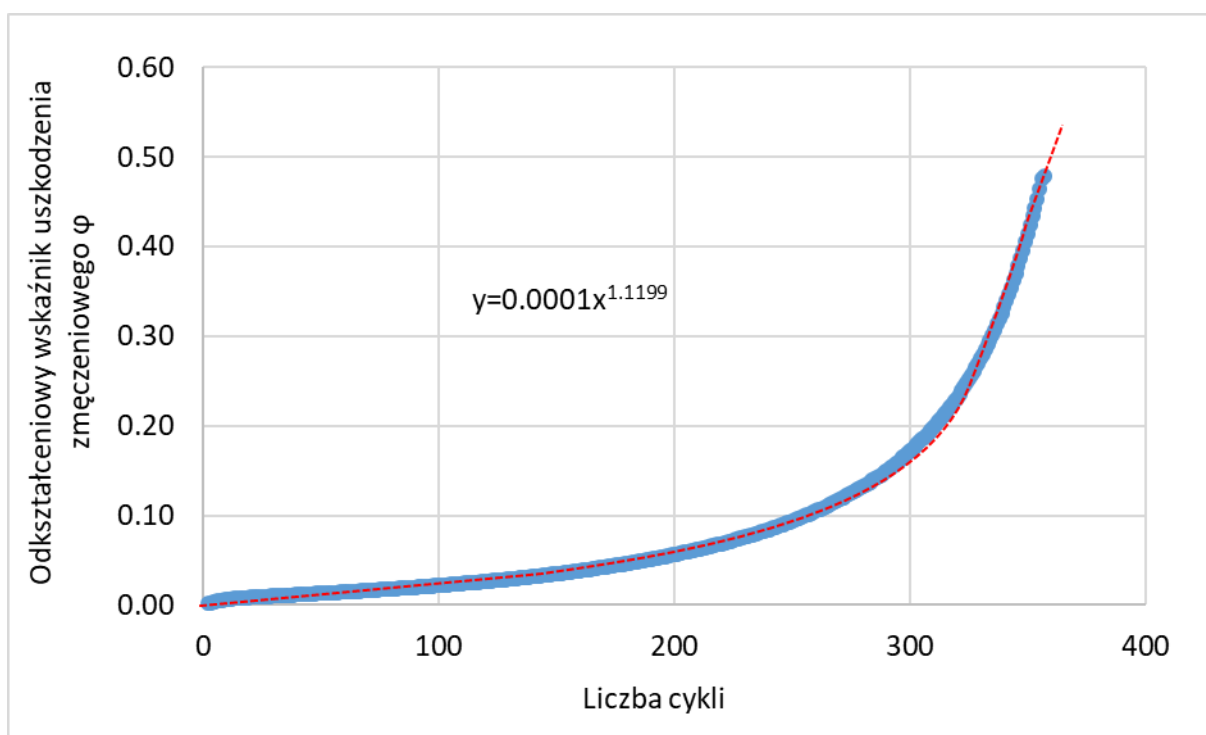
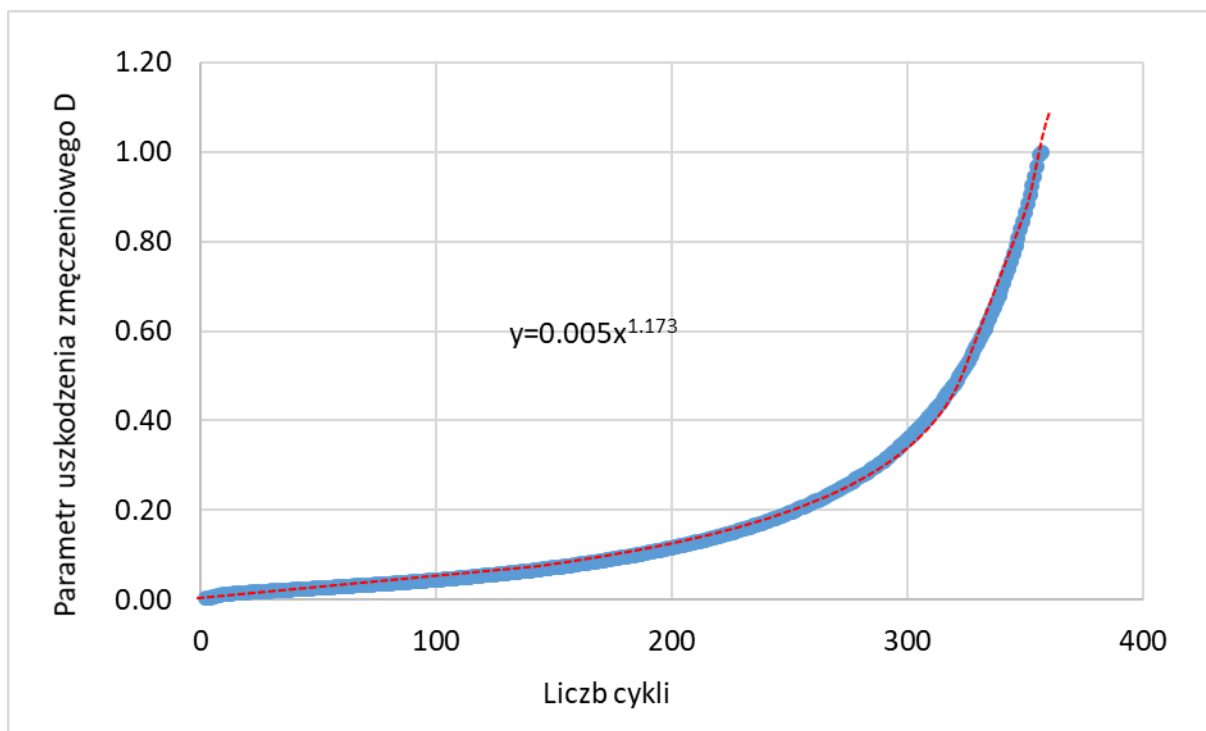
Rys. B. 2 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali 10H2M w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 320 MPa



Rys. B. 3 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ dla stali 10H2M w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 350 MPa



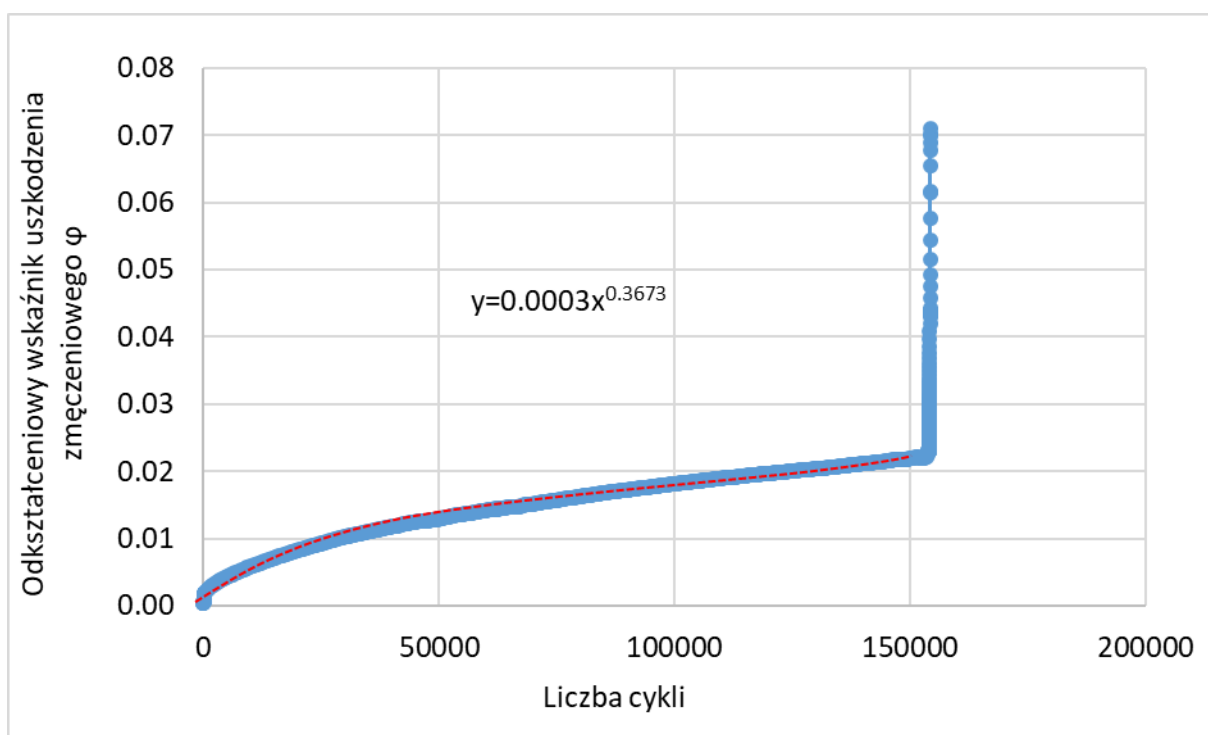
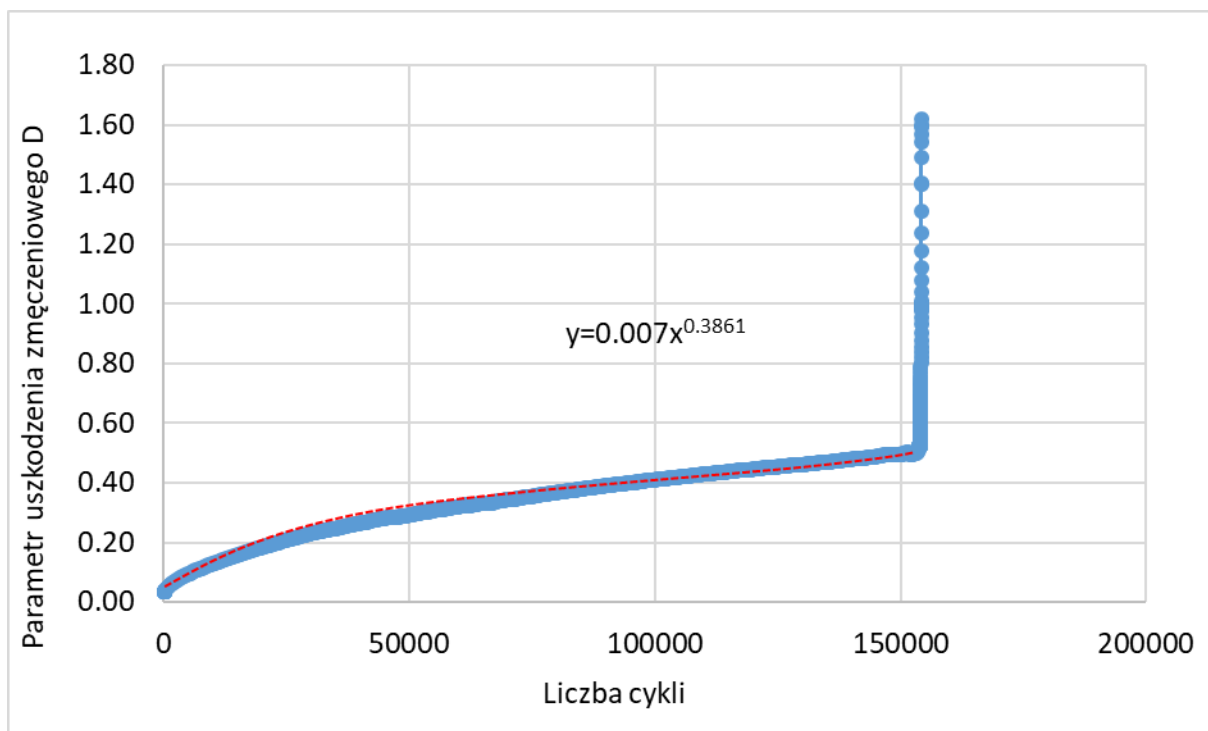
Rys. B. 4 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ dla stali 10H2M w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 370 MPa



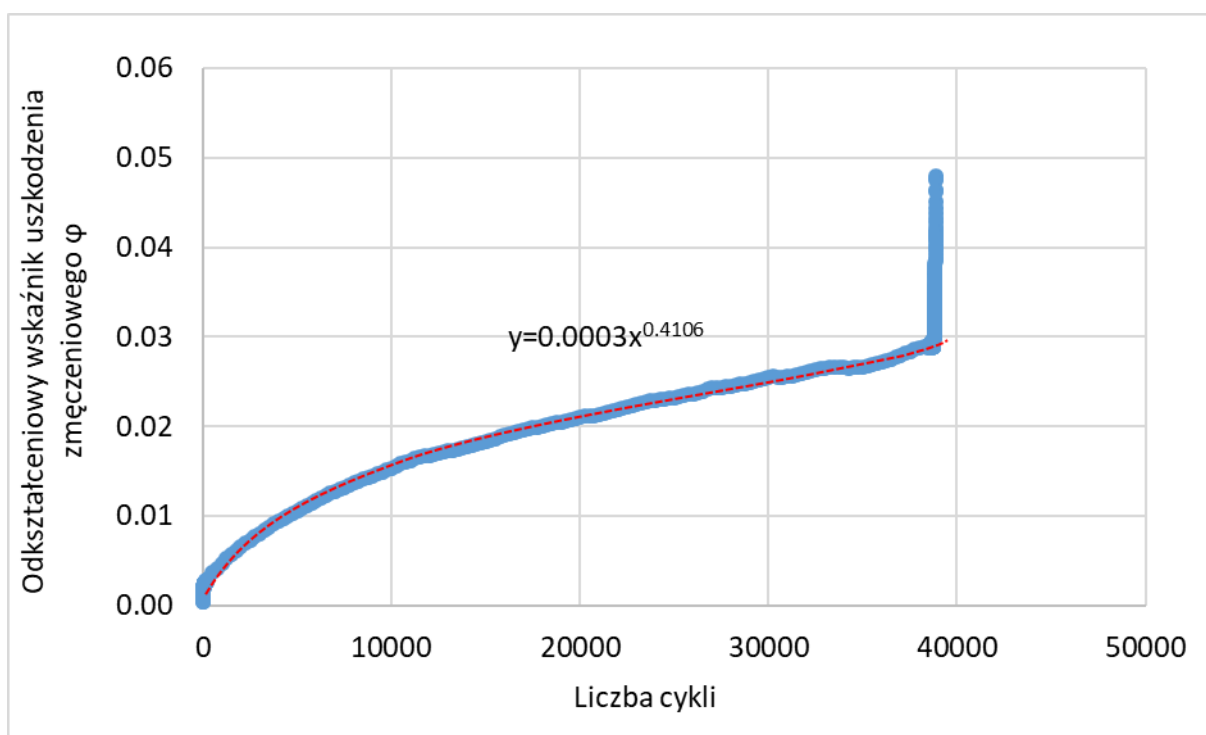
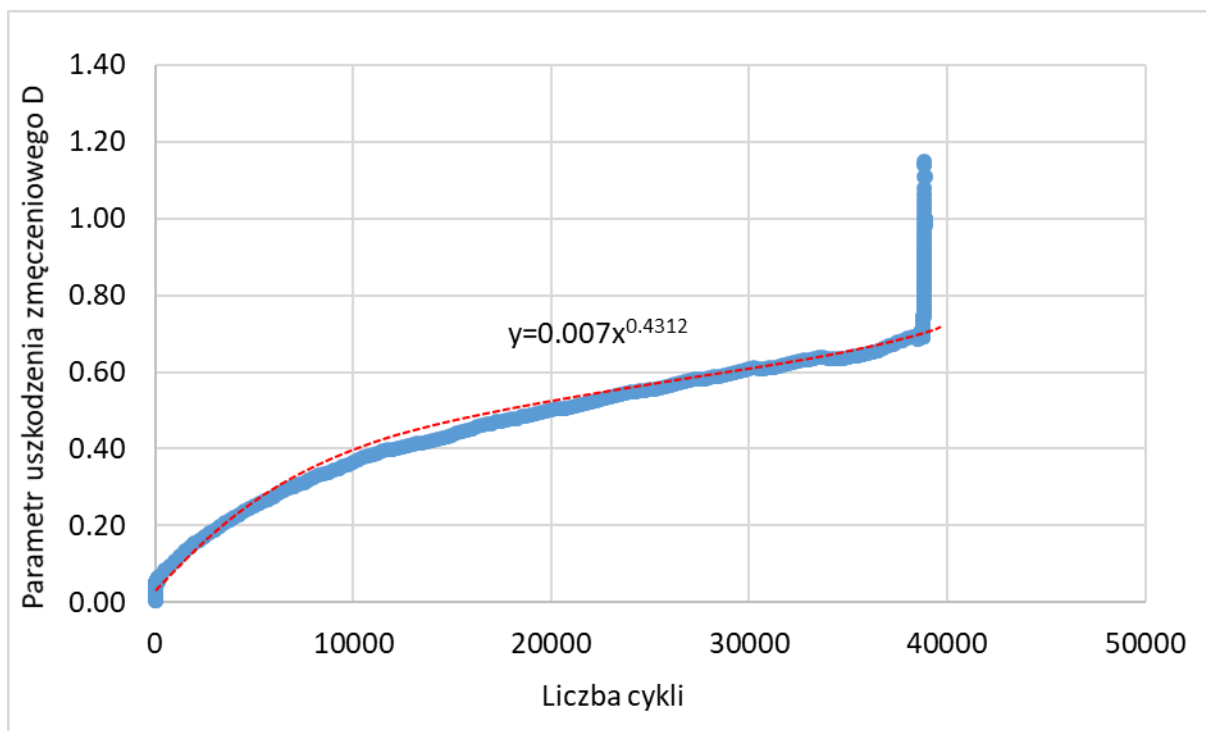
Rys. B. 5 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali 10H2M w stanie dostawy, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 400 MPa

Tab. B. 1 Zestawienie wykładników wskaźnika φ i parametru D dla stali 10H2M w stanie dostawy

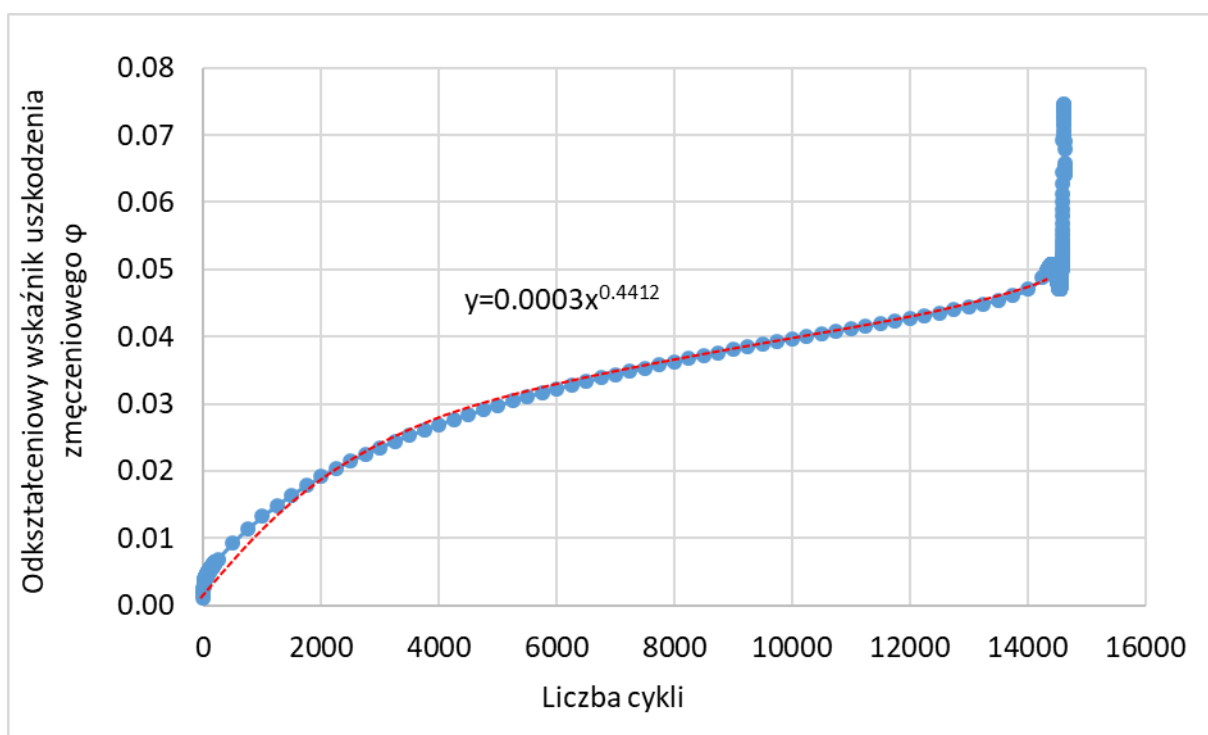
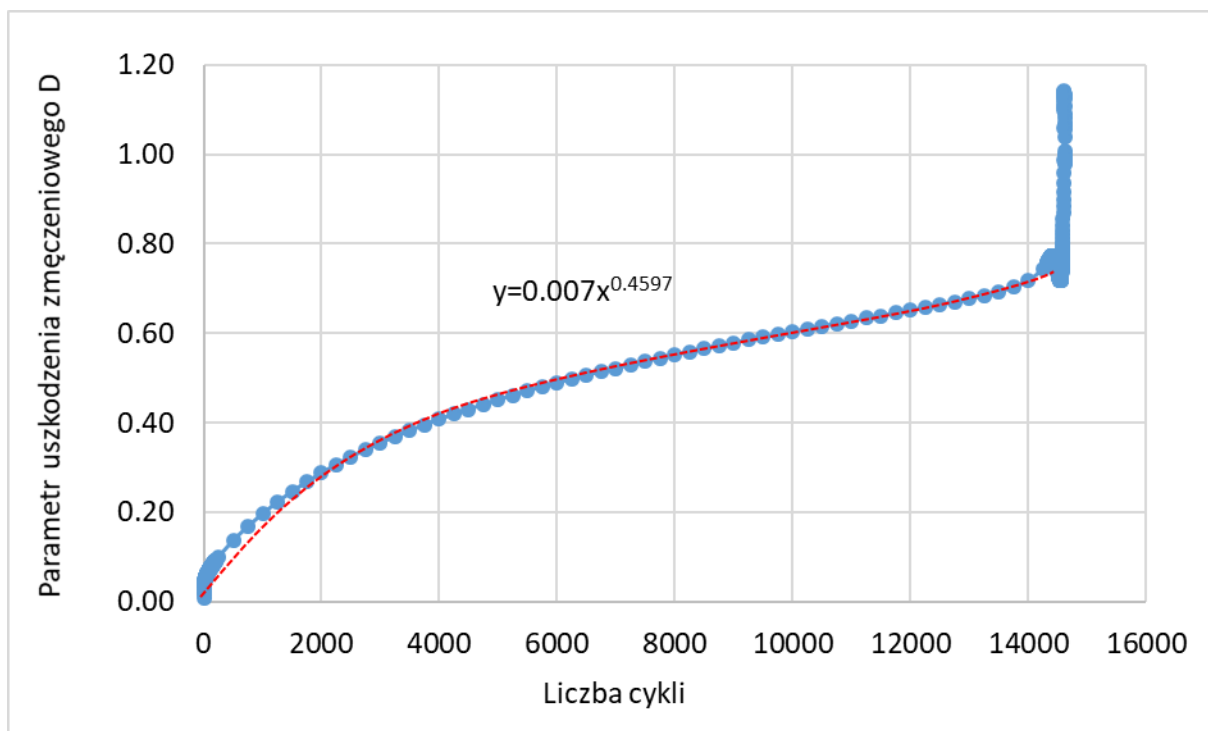
Napężenie [MPa]	Liczba cykli do zerwania	Wykładnik wskaźnika φ	Wykładnik parametru D
300	3353157	0.0247	0.0191
320	305319	0.363	0.3906
350	20847	0.6262	0.6497
370	9340	0.723	0.7485
400	357	1.1199	1.176



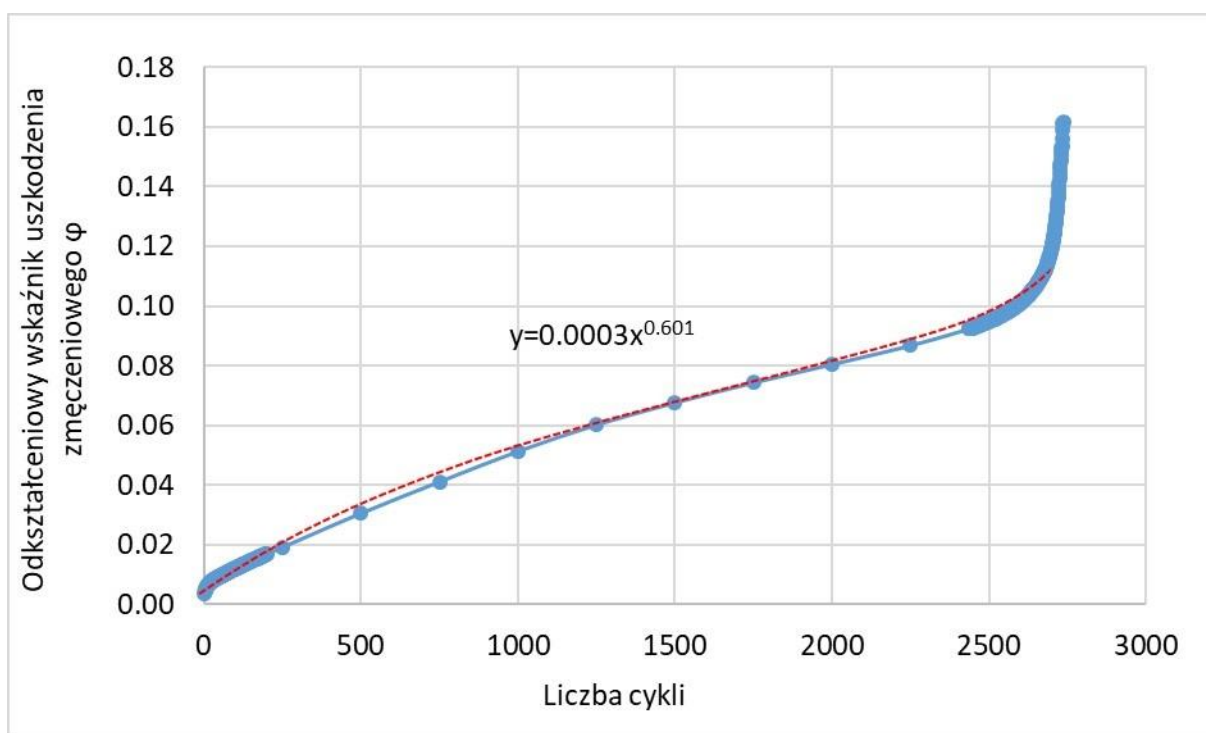
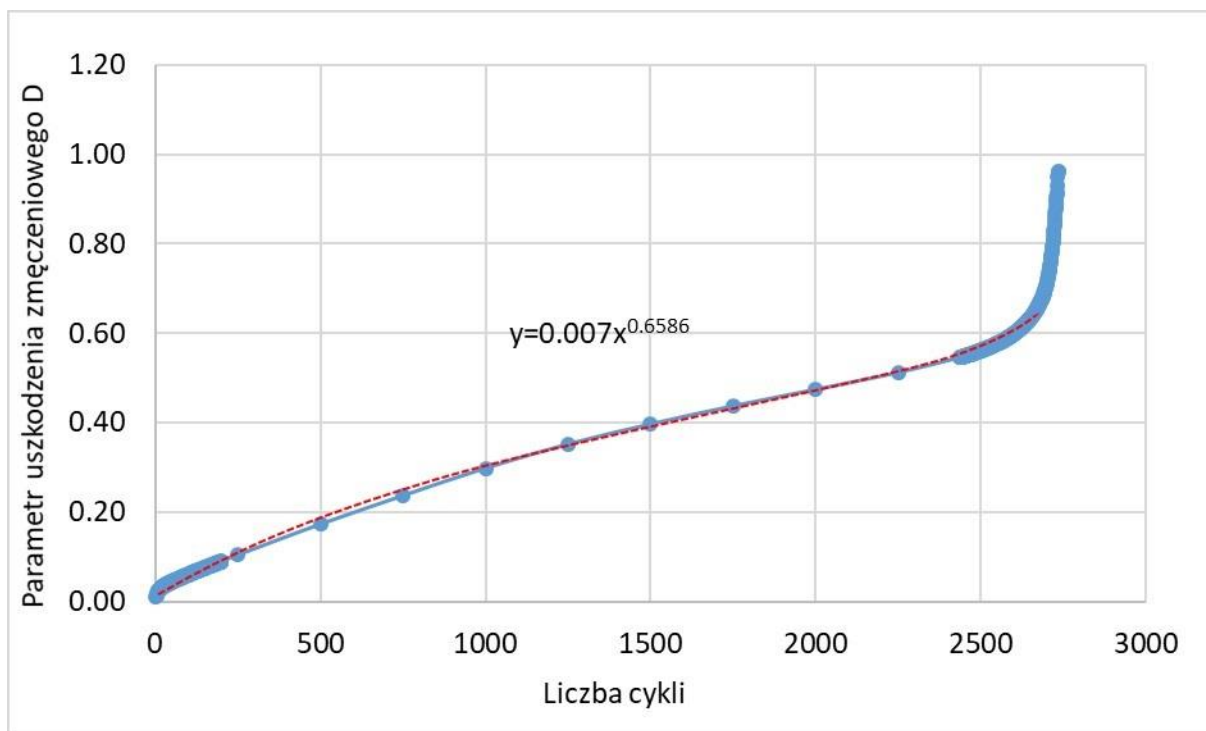
Rys. B. 6 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ dla stali 10H2M w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 280 MPa



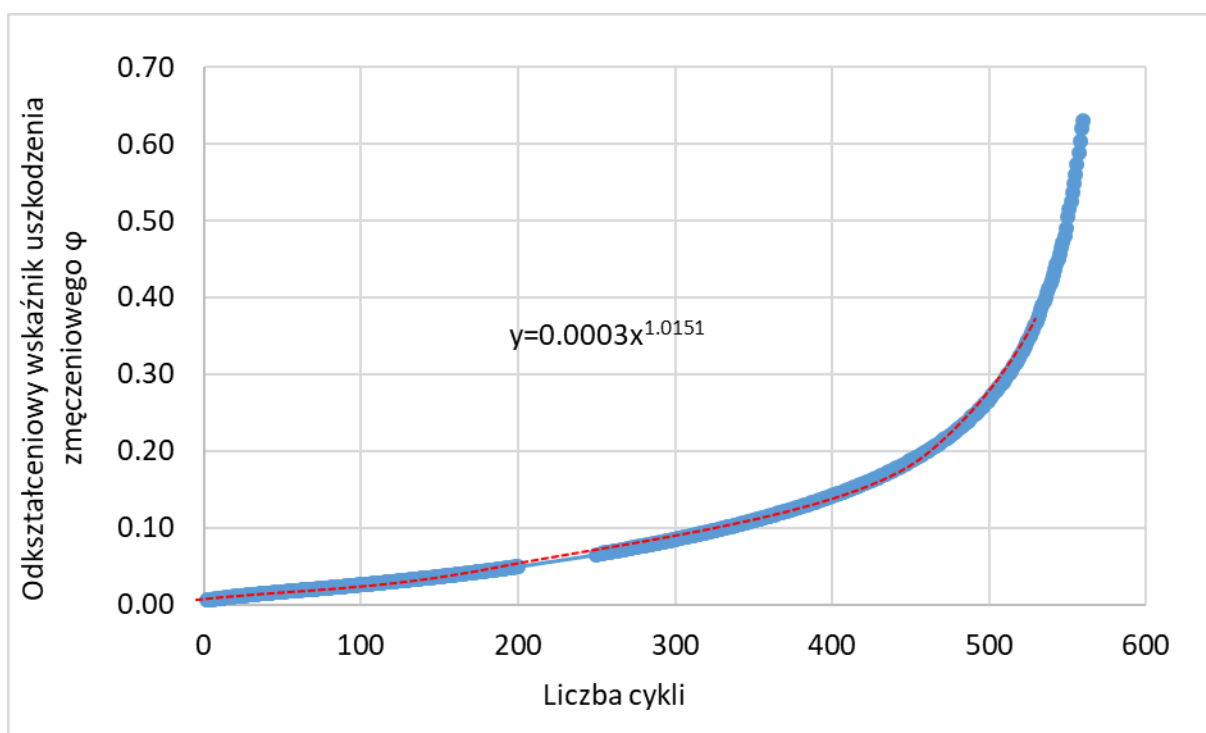
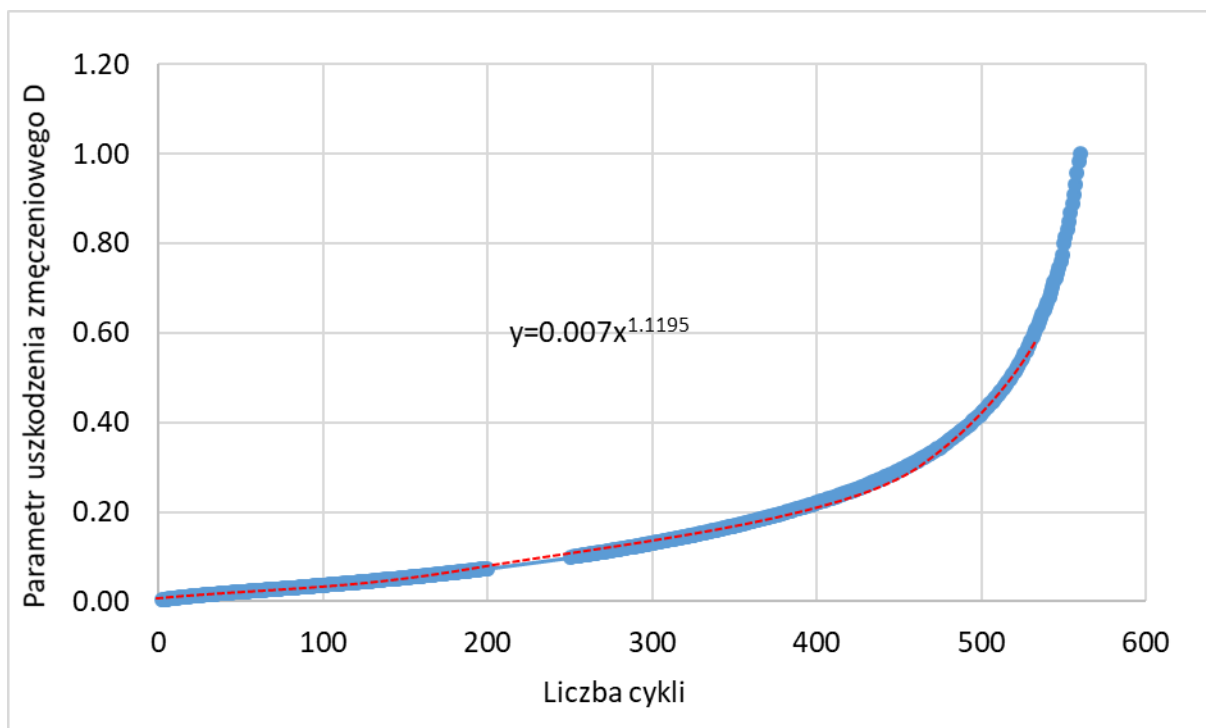
Rys. B. 7 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali 10H2M w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 300 MPa



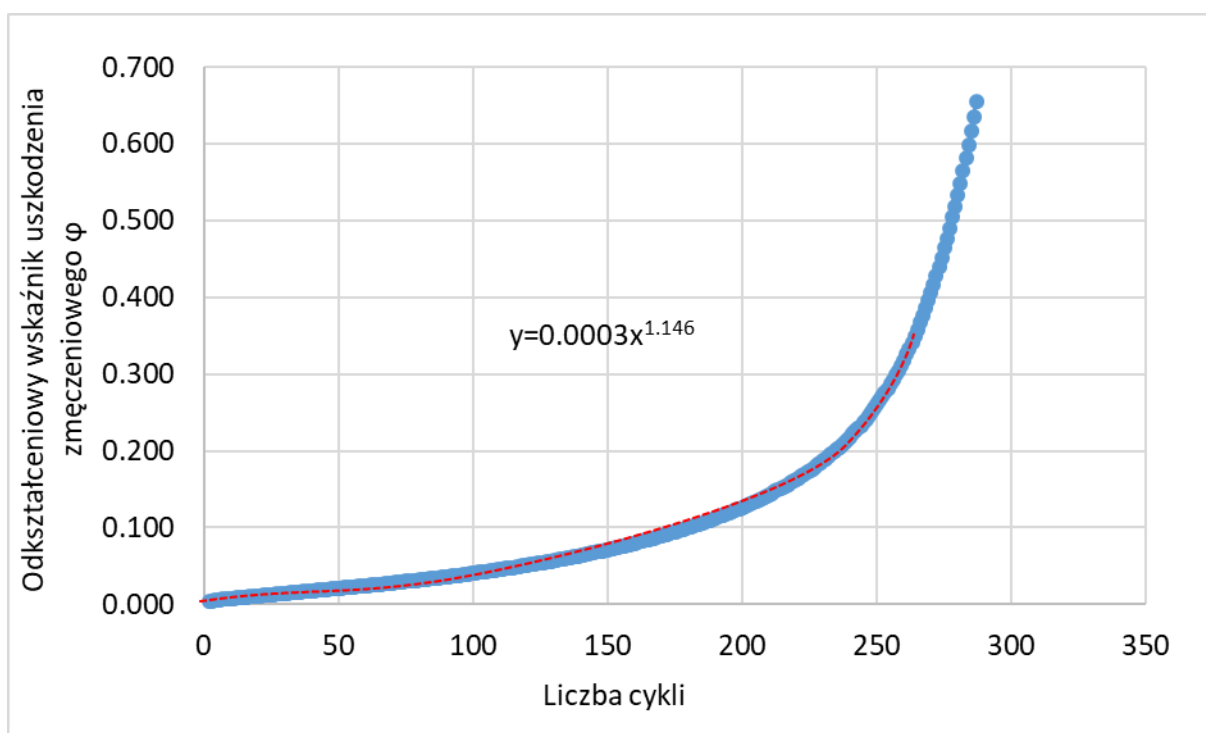
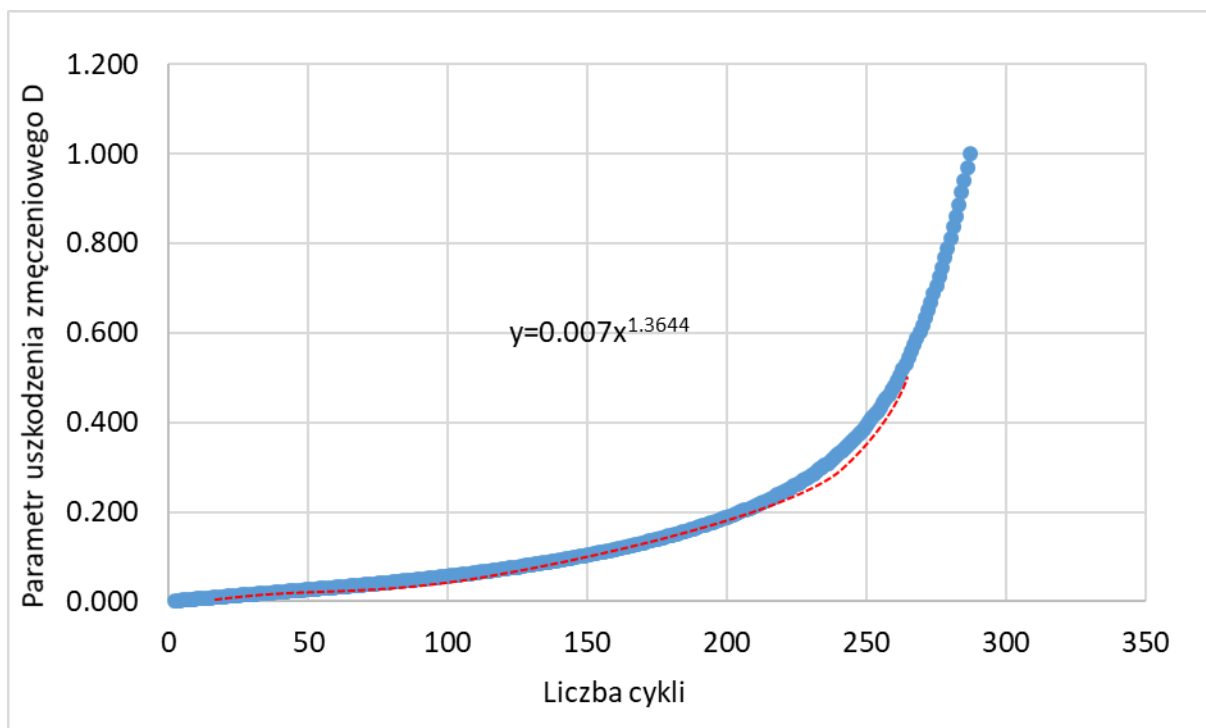
Rys. B. 8 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali 10H2M w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 320 MPa



Rys. B. 9 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ dla stali 10H2M w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 350 MPa



Rys. B. 10 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego ϕ dla stali 10H2M w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 370 MPa



Rys. B. 11 Wyznaczenie wykładnika parametru uszkodzenia zmęczeniowego D oraz wskaźnika uszkodzenia zmęczeniowego φ dla stali 10H2M w stanie po eksploatacji, poddanej cyklicznym obciążeniom przy amplitudzie naprężenia równej ± 400 MPa

Tab. B. 2 Zestawienie wykładników wskaźnika φ i parametru D dla stali 10H2M w stanie po eksploatacji

Napężenie [MPa]	Liczba cykli do zerwania	Wykładnik wskaźnika φ	Wykładnik parametru D
280	154192	0.3673	0.3861
300	38873	0.4106	0.4312
320	14636	0.4412	0.4597
350	2741	0.601	0.6582
370	560	1.0151	1.1195
400	288	1.146	1.3644

Lista publikacji

2024

1. Tabin J., **Brodecki A.**, Parametrisation of Uniform Deformation in Ductile Metals Using Digital Image Correlation Technology, EXPERIMENTAL TECHNIQUES, ISSN: 0732-8818, DOI: 10.1007/s40799-024-00704-1, pp.1-12, 2024
2. Drożyner P., **Brodecki A.**, Szymczak T., Stand testing of springs for drum brake systems, DIAGNOSTYKA, ISSN: 1641-6414, DOI: 10.29354/diag/177242, Vol.24, No.4, pp.1-6, 2024

2023

3. Tabin J., Nalepka K.T., Kawalko J., **Brodecki A.**, Bała P., Kowalewski Z.L., Plastic Flow Instability in 304 Austenitic Stainless Steels at Room Temperature, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE, ISSN: 1073-5623, DOI: 10.1007/s11661-023-07223-5, pp.1-6, 2023
4. Pokorska I., Poński M., Kubissa W., Libura T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Computational Fracture Evolution Analysis of Steel-Fiber-Reinforced Concrete Using Concrete Continuous Damage and Fiber Progressive Models, Materials, ISSN: 1996-1944, DOI: 10.3390/ma16165635, Vol.16, No.5635, pp.1-20, 2023
5. Kopeć M., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Fatigue damage development in 10CrMo9-10 steel for power plant pipes in as-received state and after 280,000 h of exploitation, ARCHIVES OF CIVIL AND MECHANICAL ENGINEERING, ISSN: 1644-9665, DOI: 10.1007/s43452-023-00637-3, Vol.23, No.98, pp.1-10, 2023
6. **Brodecki A.**, Kopeć M., Kowalewski Z., Monitoring of fatigue damage development in as-received and exploited 10CrMo9-10 power engineering steel supported by Digital Image Correlation, International Journal of Pressure Vessels and Piping, ISSN: 0308-0161, DOI: 10.1016/j.ijpvp.2023.104889, Vol.202, No.104889, pp.1-9, 2023
7. Śmietanka H., Wieczorek K., Ranachowski P., Ranachowski Z., **Brodecki A.**, Procesy degradacji w elementach tekstolitowych ograniczników przepięć, Przegląd Elektrotechniczny, ISSN: 0033-2097, DOI: 10.15199/48.2022.10.48, Vol.98, No.10, pp.216-220, 2023
8. Szymczak T., Kowalewski Z.L., **Brodecki A.**, Makowska K., Badania zmęczeniowe materiałów i elementów konstrukcyjnych jako ciągle aktualne wyzwanie współczesnego inżyniera, Przegląd Techniczny, ISSN: 0137-8783, Vol.7, pp.26-32, 2023

2022

9. Kopeć M., Garbacz G., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Metric entropy and digital image correlation in deformation dynamics analysis of fibre glass reinforced composite under uniaxial tension, MEASUREMENT, ISSN: 0263-2241, DOI: 10.1016/j.measurement.2022.112196, Vol.205, No.112196, pp.1-6, 2022

10. Serjouei A., Libura T., **Brodecki A.**, Radziejewska J., Broniszewska P., Pawłowski P., Szymczak T., Bodaghi M., Kowalewski Z.L., Strength-hardness relationship for AlSi10Mg alloy produced by laser powder bed fusion: An experimental study, *Materials Science And Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure And Processing*, ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/j.msea.2022.144345, Vol.861, No.144345, pp.1-13, 2022
11. Szymczak T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Rudnik D., Mechanical investigations supported by DIC of structural components intended for operation, *Scientific Reports*, ISSN: 2045-2322, DOI: 10.1038/s41598-022-22615-0, Vol.12, No.19148, pp.1-12, 2022
12. Szymczak T., Cholewiński S., **Brodecki A.**, Łączyński J., Mechanical coupling devices to various types of vehicles under cyclic loading, *International Journal of Automotive Technology*, ISSN: 1229-9138, DOI: 10.1007/s12239-022-0013-2, Vol.23, No.1, pp.159-167, 2022
13. Barwińska I., Kopeć M., Łazińska M., **Brodecki A.**, Durejko T., Kowalewski Z.L., Three Point Bending of Laser Engineered Net Shaping (LENS) Repaired Inconel 625, *Physical Science Forum*, ISSN: 2673-9984, DOI: 10.3390/psf2022004001, Vol.4, No.1, pp.1-7, 2022

2021

14. Barwińska I., Kopeć M., Łazińska M., **Brodecki A.**, Durejko T., Kowalewski Z.L., Suitability of laser engineered net shaping technology for Inconel 625 based parts repair process, *Materials*, ISSN: 1996-1944, DOI: 10.3390/ma14237302, Vol.14, No.23, pp.7302-1-14, 2021
15. Kopeć M., **Brodecki A.**, Kukla D., Kowalewski Z.L., Suitability of DIC and ESPI optical methods for monitoring fatigue damage development in X10CrMoVNb9-1 power engineering steel, *Archives Of Civil And Mechanical Engineering*, ISSN: 1644-9665, DOI: 10.1007/s43452-021-00316-1, Vol.21, pp.167-1-13, 2021
16. Kopeć M., **Brodecki A.**, Szczęsny G., Kowalewski Z.L., Microstructural analysis of fractured orthopedic implants, *Materials*, ISSN: 1996-1944, DOI: 10.3390/ma14092209, Vol.14, No.9, pp.2209-1-17, 2021
17. Kopeć M., Kukla D., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Effect of high temperature exposure on the fatigue damage development of X10CrMoVNb9-1 steel for power plant pipes, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, ISSN: 0308-0161, DOI: 10.1016/j.ijpvp.2020.104282, Vol.189, pp.104282-1-16, 2021
18. Szymczak T., **Brodecki A.**, Sobolewski T., Laboratoryjna ocena stanu technicznego komponentów do pojazdów samochodowych, *Przegląd Techniczny*, ISSN: 0137-8783, Vol.7, pp.16-18, 2021

2020

19. Ranachowski Z., Ranachowski P., Dębowski T., **Brodecki A.**, Kopeć M., Roskosz M., Fryczowski K., Szymków M., Krawczyk E., Schabowicz K., Mechanical and non-destructive testing of plasterboards subjected to a hydration process, *Materials*, ISSN: 1996-1944, DOI: 10.3390/ma13102405, Vol.13, No.10, pp.2405-1-18, 2020

20. Ranachowski Z., Ranachowski P., **Brodecki A.**, Kopeć M., Kúdela Jr S., Quasi-static and dynamic testing of carbon fiber reinforced magnesium composites, ARCHIVES OF METALLURGY AND MATERIALS, ISSN: 1733-3490, DOI: 10.24425/amm.2020.132836, Vol.65, No.2, pp.893-899, 2020

21. Szymczak T., Kowalewski Z.L., **Brodecki A.**, Testy stanowiskowe w ocenie trwałości zmęczeniowej podzespołów motoryzacyjnych, Dozór Techniczny, ISSN: 0209-1763, Vol.1, pp.24-34, 2020

2019

22. Szymczak T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Makowska K., Tow truck frame made of high strength steel under cyclic loading, Materials Today: Proceedings, ISSN: 2214-7853, DOI: 10.1016/j.matpr.2019.03.115, Vol.12, pp.207-212, 2019

2018

23. Makowska K., **Brodecki A.**, Mackiewicz S., Kowalewski Z.L., Damage development of inconel 718 due to laboratory simulated creep, Journal Of Theoretical And Applied Mechanics, ISSN: 1429-2955, DOI: 10.15632/jtam-pl.56.3.893, Vol.56, No.3, pp.893-896, 2018

24. **Brodecki A.**, Szymczak T., Kowalewski Z.L., Digital image correlation technique as a tool for kinematics assessment of structural components, Acta Mechanica Et Automatica, ISSN: 1898-4088, DOI: 10.2478/ama-2018-0016, Vol.12, No.2, pp.101-104, 2018

25. Szymczak T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Lasota P., Ocena trwałości zmęczeniowej końcówki drążka kierowniczego, Transport Samochodowy, ISSN: 1731-2795, Vol.2, pp.63-72, 2018

2016

26. Szymczak T., Kowalewski Z.L., **Brodecki A.**, Metoda cyfrowej korelacji obrazu w badaniach materiałów i elementów, Dozór Techniczny, ISSN: 0209-1763, Vol.4, pp.22-31, 2016

27. Szymczak T., **Brodecki A.**, Eminger A., Kowalewski Z.L., Rudnik D., Experimental assessment of ball joints operation using servo-hydraulic testing systems, Solid State Phenomena, ISSN: 1012-0394, DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.240.232, Vol.240, pp.232-237, 2016

2015

28. Moćko W., **Brodecki A.**, Radziejewska J., Effects of pre-fatigue on the strain localization during tensile tests of DP 500 steel at low and high strain rates, Journal Of Strain Analysis For Engineering Design, ISSN: 0309-3247, DOI: 10.1177/0309324715599132, Vol.50, No.8, pp.571-583, 2015

Lista abstraktów konferencyjnych

2023

1. Kowalewski Z.L., Kopeć M., **Brodecki A.**, SUITABILITY OF MODERN OPTICAL METHODS AND STANDARD NONDESTRUCTIVE TECHNIQUES IN MONITORING OF DAMAGE DUE TO STATIC OR CYCLIC LOADINGS, ICPDF 2023, INTERNATIONAL CONFERENCE ON PLASTICITY, DAMAGE & FRACTURE, 2023-01-03/01-09, Punta Cana (DO), pp.1-1, 2023
2. Kowalewski Z.L., Kopeć M., **Brodecki A.**, Monitoring of fatigue damage development in as-received and exploited 10CrMo9-10 power engineering steel supported by Digital Image Correlation, ICM14, 14th International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, 2023-07-12/07-14, Santiago (CL), pp.1-2, 2023
3. Kowalewski Z.L., Kopeć M., **Brodecki A.**, EXPERIMENTAL ANALYSIS AND MODELLING OF FATIGUE CRACK INITIATION MECHANISMS, ICDM4, The Fourth International Conference on Damage Mechanics, 2023-05-15/05-18, Baton Rouge, Louisiana (US), pp.1-1, 2023
4. Kopeć M., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Monitoring of fatigue damage development in as-received and exploited for 280 000 hours 10CrMo9-10 power engineering steel supported by Digital Image Correlation, 17th International Conference on Advances in Experimental Mechanics, 2023-08-30/09-01, Glasgow (GB), pp.1-2, 2023
5. Libura T., Rusinek A., Boumbimba R.M., Kowalewski Z.L., **Brodecki A.**, Gerard P., EFFECT OF FATIGUE AGING ON THE HIGH VELOCITY IMPACT RESISTANCE OF GLASS WOVEN REINFORCED ELIUM ACRYLIC LAMINATES, ICDM4, The Fourth International Conference on Damage Mechanics, 2023-05-15/05-18, Baton Rouge, Louisiana (US), pp.1-1, 2023
6. Kopeć M., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Digital image correlation in monitoring of fatigue damage development in P91 power engineering steel, ICEM20, 20th International Conference on Experimental Mechanics, 2023-07-02/07-07, Porto (PT), No.19862, pp.385-386, 2023
7. Kopeć M., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., MONITORING OF FATIGUE DAMAGE DEVELOPMENT IN AS-RECEIVED AND EXPLOITED 10CRM09-10 POWER ENGINEERING STEEL SUPPORTED BY DIGITAL IMAGE CORRELATION, ICDM4, The Fourth International Conference on Damage Mechanics, 2023-05-15/05-18, Baton Rouge, Louisiana (US), pp.1-1, 2023

2022

8. Pokorska I., Poński M., Kubissa W., Libura T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z., Analysis Of Cracking Evolution And Fracture Energy Change Of Steel Fiber-Reinforced Concrete, CMM-SolMech 2022, 24th International Conference on Computer Methods in Mechanics; 42nd Solid Mechanics Conference, 2022-09-05/09-08, Świnoujście (PL), No.237, pp.1-1, 2022
9. Pokorska I., Poński M., Kubissa W., Libura T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Probabilistic Study On Cracking Evolution And Fracture Energy Change Of Steel Fiber-Reinforced Concrete, ICEM, 19th International Conference on Experimental Mechanics, 2022-07-17/07-21, Kraków (PL), pp.363-364, 2022

10. Kowalewski Z.L., Kopec M., Garbacz G., **Brodecki A.**, Application of metric entropy and DIC for determination of selected parameters of materials subjected to uniaxial tension, 10th Wdzydzanum Workshop on Fluid – Solid Interaction, 2022-09-04/09-09, Wdzydze Kiszewskie (PL), pp.4-4, 2022
11. Szymczak T., Kowalewski Z.L., Sobolewski T., **Brodecki A.**, Górecki J., Stand Tests For Selected Components Of Special Vehicles Under Static And Cyclic Loading, XXIX Symposium on Experimental Mechanics in memory of prof. Jacek Stupnicki, 2022-10-19/10-22, Warszawa (PL), pp.49-49, 2022
12. Kowalewski Z.L., Kopec M., **Brodecki A.**, Lights and shadows in applications of DIC and ESPI for damage evaluation of materials, 38DAS, 38. Danubia-Adria Symposium on Advances in Experimental Mechanics, 2022-09-20/09-23, Poros Island (GR), pp.1-2, 2022
13. Barwińska I., Kopec M., Łazińska M., **Brodecki A.**, Durejko T., Kowalewski Z.L., System LENS w regeneracji materiałów inżynierskich wykorzystywanych w lotnictwie, Tytan i jego stopy 2020, 2022-09-18/09-21, Kielce (PL), pp.1-1, 2022
14. **Brodecki A.**, Kopec M., Kowalewski Z.L., Suitability of digital image correlation for fatigue damage development monitoring in X10CRMOVNB9-1 power engineering steel, ICEM, 19th International Conference on Experimental Mechanics, 2022-07-17/07-21, Kraków (PL), No.posters, pp.353-354, 2022
15. Barwińska I., Kopec M., Łazińska M., **Brodecki A.**, Durejko T., Kowalewski Z.L., Suitability of laser engineered net shaping technology for inconel 625 based parts repair process, ICEM, 19th International Conference on Experimental Mechanics, 2022-07-17/07-21, Kraków (PL), No.1, pp.176-177, 2022
16. Barwińska I., Kopec M., Łazińska M., **Brodecki A.**, Durejko T., Kowalewski Z.L., Suitability of Laser Engineered Net Shaping Technology for Inconel 625 Based Parts Repair Process, ESMC 2022, 11th European Solid Mechanics Conference, 2022-07-04/07-08, Galway (IE), pp.1, 2022
17. Barwińska I., Kopec M., Łazińska M., **Brodecki A.**, Durejko T., Kowalewski Z.L., Zastosowanie systemu LENS w celu regeneracji elementów wykonanych ze stopu Inconel 625, Inżynieria – Spojrzenie Młodych Naukowców, 2022-04-22/04-24, Katowice - on-line (PL), pp.1-1, 2022
18. Barwińska I., Kopec M., Łazińska M., **Brodecki A.**, Durejko T., Kowalewski Z.L., Suitability of laser engineered net shaping technology for inconel 625 based parts repair process, EYEC'2022, 10th European Young Engineers Conference, 2022-04-04/04-06, Warszawa (PL), pp.1, 2022

2021

19. Kopec M., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Optical measurement techniques for fatigue damage development monitoring, Virtual 20th International Colloquium on Mechanical Fatigue of Metals, 2021-09-15/09-17, Wrocław (PL), pp.1-1, 2021

20. Kopec M., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Digital image correlation as an effective tool for fatigue damage monitoring, BSSM, 15th International Conference on Advances in Experimental Mechanics, 2021-09-07/09-09, Swansea (GB), pp.1-1, 2021

21. Kopec M., Dubey V.P., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Failure analysis of orthopedic implants, IMPLANTY'2021, III Ogólnopolska Konferencja Naukowa Implanty2021 Koncepcja a realia we współczesnych rozwiązaniach, 2021-06-18/06-18, Gdańsk (PL), pp.1, 2021

22. Kopec M., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Fraktograficzna analiza pęknięć implantów ortopedycznych, Międzynarodowa Studencka Sesja Naukowa Materiały i Technologie XXI wieku, 2021-05-28/05-28, Gliwice (PL), pp.1, 2021

23. Kopec M., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Microstructural analysis of fractured orthopedic implants, XXII Polish Conference on Biocybernetics and Biomedical Engineering, 2021-05-19/05-21, Warszawa (PL), pp.1, 2021

2019

24. Szymczak T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Mini-próbki w badaniach mechanicznych materiałów, XIII NCRM 2019, XIII Konferencja Nowe Kierunki Rozwoju Mechaniki, 2019-03-20/03-23, Będlewo (PL), pp.1-2, 2019

25. Libura T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Behaviour of glass woven reinforced thermoplastic laminates under uniaxial cyclic loading, PCM-CMM, 4th Polish Congress of Mechanics, 23rd International Conference on Computer Methods in Mechanics, 2019-09-08/09-12, Kraków (PL), pp.1-1, 2019

26. Kowalewski Z.L., Szczęsny G., Libura T., **Brodecki A.**, Destabilization of the comminuted clavicle shaft fracture due to breakage of the titanium locking plate - mechanical analysis, DAS 2019, 36th DANUBIA-ADRIA Symposium on Advances in Experimental Mechanics, 2019-09-24/09-27, Pilzno (CZ), pp.1-2, 2019

27. Szymczak T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Non-standard specimens for fracture toughness testing of welds, ISMMS, 10th International Symposium on Mechanics of Materials and Structures, 2019-06-02/06-06, Augustów (PL), pp.119-120, 2019

28. Szymczak T., **Brodecki A.**, Rudnik D., Kowalewski Z.L., Digital image correlation technique for analysis of structural components of different stiffness under static loading, ISMMS, 10th International Symposium on Mechanics of Materials and Structures, 2019-06-02/06-06, Augustów (PL), pp.121-122, 2019

2018

29. Szymczak T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Fatigue of structural components for special vehicles, SME, XXVIII Symposium On Experimental Mechanics of Solids in memory of prof. Jacek Stupnicki, 2018-10-17/10-20, Jachranka (PL), pp.12-12, 2018

30. **Brodecki A.**, Szymczak T., Kowalewski Z.L., Lasota P., Fatigue durability of steering rod tip, SME, XXVIII Symposium On Experimental Mechanics of Solids in memory of prof. Jacek Stupnicki, 2018-10-17/10-20, Jachranka (PL), pp.20-20, 2018

31. Szymczak T., Kowalewski Z.L., **Brodecki A.**, Mini-compact tension specimens for fracture toughness evaluation, SolMech 2018, 41st Solid Mechanics Conference, 2018-08-27/08-31, Warszawa (PL), pp.274-275, 2018

32. Szymczak T., **Brodecki A.**, Makowska K., Kowalewski Z.L., Tow truck frame made of high strength steel under cyclic loading, 35 Danubia-Adria, 35th Danubia-Adria Symposium on Advances in Experimental Mechanics, 2018-09-25/09-28, Sinaia (RO), pp.145-146, 2018

2017

33. **Brodecki A.**, Szymczak T., Kowalewski Z.L., Digital image correlation technique as a tool for kinematics assessments of structural components, ISMMS, 9th International Symposium on Mechanics of Materials and Structures, 2017-06-04/06-08, Augustów (PL), pp.19-20, 2017

34. **Brodecki A.**, Szymczak T., Kowalewski Z.L., Digital Image Correlation Technique InSelected Mechanical Tests, XII Konferencja „Nowe Kierunki Rozwoju Mechaniki”, 2017-03-22/03-25, Białystok - Supraśl (PL), pp.1-2, 2017

2016

35. Szymczak T., Kowalewski Z.L., **Brodecki A.**, An Influence of Strain Rate and Artificial Defects on Material Behaviour During Tension, 27EMS, Experimental Mechanics of Solids - 27th Symposium, 2016-10-19/10-22, Jachranka (PL), pp.55, 2016

2015

36. Szymczak T., Kowalewski Z.L., **Brodecki A.**, An influence of notch type on material behaviour under monotonic tension, PCM-CMM 2015, 3rd Polish Congress of Mechanics and 21st Computer Methods in Mechanics, 2015-09-08/09-11, Gdańsk (PL), pp.149-150, 2015

37. Szymczak T., Kowalewski Z.L., **Brodecki A.**, Determination of Artificial Defects in Material under Monotonic Tension by the use of FEM and DIC Methods, DAS 2015, 32nd Danubia-Adria-Symposium on Advances in Experimental Mechanics, 2015-09-22/09-25, Smokovec (SK), Vol.1, pp.58-59, 2015

2014

38. Szymczak T., **Brodecki A.**, Eminger A., Kowalewski Z.L., Experimental assessment of ball joints operation using servo-hydraulic testing systems, SolMech 2014, 39th Solid Mechanics Conference, 2014-09-01/09-05, Zakopane (PL), pp.327-328, 2014

39. Szymczak T., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., An effect of technological notches on stress and strain distribution during monotonic tension, SolMech 2014, 39th Solid Mechanics Conference, 2014-09-01/09-05, Zakopane (PL), pp.325-326, 2014

Zgłoszenia patentowe i patenty

Kowalewski Z.L., Kukla D., Wyszkowski M., **Brodecki A.**, Kopeć M.: Stanowisko do badania wytrzymałości łopatek turbin w warunkach wysokotemperaturowych obciążeń cyklicznych oraz złożonym stanie naprężenia oraz sposób montowania łopatek turbin w tym stanowisku. 437074, 22.02.2021; BUP 35/2022, 29.08.2022; nr patentu: 242030, WUP 02/2023, 09.01.2023

Kopeć M., Wyszkowski M., Chojnacki A., **Brodecki A.**, Kowalewski Z.L., Kukla D.: Przyrząd do badania próbek rurkowych w złożonym stanie naprężenia. 437493, 07.04.2021; BUP 41/2022, 10.10.2022.

Kowalewski Z.L., Kukla D., Wyszkowski M., **Brodecki A.**, Kopeć M.: Stanowisko mocowane w uchwytach maszyny wytrzymałościowej do badania wytrzymałości połączenia śrubowego pomiędzy implantem a kością oraz sposób montażu implantu połączonego śrubowo z kością w tym stanowisku. 437074, 25.02.2021; BUP 35/2022, 29.08.2022.

Kowalewski Z.L., Kukla D., Wyszkowski M., **Brodecki A.**, Kopeć M.: Uchwyt maszyny wytrzymałościowej do prób pełzania oraz sposób mocowania próbek z materiałów o wysokiej wytrzymałości w uchwycie maszyny wytrzymałościowej do prób pełzania. 437073, 22.02.2021; BUP 35/2022, 29.08.2022