

O MECHANIZMACH DEFORMACJI I MIARACH USZKODZENIA MATERIAŁÓW – ICH CHARAKTERYZACJA I PRÓBY IDENTYFIKACJI

Zbigniew L. KOWALEWSKI*

*Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Warszawa
zkowalew@ippt.pan.pl

1. WSTĘP

Proces kumulacji uszkodzeń materiałów konstrukcyjnych pod wpływem obciążeń eksploatacyjnych jest wieloetapowy. Zaczyna się od inicjacji wad struktury materiału, w następnej fazie obserwuje się ich stopniowy rozwój i łączenie mikropęknięć, aż do powstania dominującego pęknięcia prowadzącego nieuchronnie do zniszczenia elementu konstrukcyjnego. Podział na trzy fazy rozwoju uszkodzeń jest umowny i zwykle nie jest dobrze zdefiniowany. Proces uszkodzenia jest różnie postrzegany przez specjalistów z zakresu inżynierii materiałowej, mechaniki ciał odkształcalnych, czy eksploatacji maszyn i urządzeń przemysłowych. Poszczególne zakresy procesu uszkodzenia są rozpatrywane w różnych działach mechaniki. Przebieg pierwszego okresu oraz obserwacja zmian strukturalnych całego procesu stanowią domenę inżynierii materiałowej, zmęczenie nisko- i wysoko-cyklowe to odrębne grupy problemów okresu stabilnego wzrostu i propagacji pęknięcia, natomiast mechanika pęknięcia dotyczy trzeciego etapu procesu uszkodzenia.

Z technicznego punktu widzenia jednym z ważniejszych procesów powodujących rozwój uszkodzenia jest pełzanie materiałów konstrukcyjnych pod wpływem stałych, ale długotrwale działających obciążeń. Zjawisko pełzania obserwuje się dla wszystkich materiałów, a jego intensywność zależy od zakresu obciążeń i temperatury. Pełzanie materiałów jest szczególnie istotne w przemyśle energetycznym dla instalacji ciśnieniowych pracujących w podwyższonych temperaturach. Ciągłe zwiększanie nominalnych ciśnień i temperatur czynnika roboczego urządzeń energetycznych i doskonalenie materiałów konstrukcyjnych stosowanych w tych ekstremalnych warunkach pracy są główną motywacją określającą znaczenie i rozwój badań doświadczalnych procesu pełzania.

Drugim równie istotnym z technicznego punktu widzenia procesem generującym uszkodzenia są obciążenia cyklicznie zmienne prowadzące do zniszczenia zmęczeniowego. Wpływ zmiennych obciążeń na zniszczenie konstrukcji został dostrzeżony już blisko dwieście lat temu (1838 prace Alberta), a szersze badania procesu zmęczenia metali pod wpływem obciążeń cyklicznych zapoczątkowane były pracami Wöhlera w 1860 roku. Problemy zniszczenia zmęczeniowego metali stanowią od lat podstawowy problem współczesnej techniki. Dotychczasowe badania doświadczalne procesu zniszczenia materiałów konstrukcyjnych zmierzały do określenia wytrzymałości i trwałości zmęczeniowej. Właściwości zmęczeniowe materiałów konstrukcyjnych wyznaczone są na podstawie doświadczalnie wyznaczonego wykresu Wöhlera określającego amplitudę naprężenia jako funkcję liczby cykli do zniszczenia. Charakterystyka Wöhlera określa jedynie liczbę cykli do

zniszczenia próbki dla danej amplitudy naprężenia i nie daje żadnych informacji o powstawaniu i rozwoju procesu uszkodzenia zmęczeniowego. Liczba cykli do zniszczenia daje sumaryczną ocenę procesu uszkodzenia bez możliwości rozróżnienia momentu inicjacji pęknięcia, jego ewolucji i fazy propagacji jednego dominującego pęknięcia. W każdej z tych trzech faz są inne mechanizmy i warunki rozwoju procesu. Trzecia faza, w której rozprzestrzenia się w przekroju próbki jedno pęknięcie dominujące jest zależna nie tylko od właściwości materiału, ale również od rozkładu wartości naprężenia wokół wierzchołka pęknięcia zależnego od warunków brzegowych. Ta trzecia faza jest domeną mechaniki pęknięcia, której rozwój doprowadził do powstania specjalnych technik doświadczalnych umożliwiających wyznaczenie krytycznych parametrów rozprzestrzenia się pojedynczego i sztucznie utworzonego pęknięcia. Wyniki badań doświadczalnych tego typu dostarczają danych porównawczych i umożliwiają klasyfikację materiałów konstrukcyjnych pod względem ich odporności na kruche pęknięcie, ale nie są związane ze zniszczeniem zmęczeniowym.

W poniższym opracowaniu przedyskutowane zostaną wybrane mechanizmy deformacyjne materiałów metalicznych, których działanie skutkuje powstawaniem uszkodzeń a następnie ich propagacją prowadzącą w końcowym efekcie do zniszczenia.

2. MECHANIZMY DEFORMACYJNE W PROCESIE PEŁZANIA

Dzięki wieloletniej pracy różnych ośrodków badawczych na świecie udało się zidentyfikować najważniejsze mechanizmy wpływające na przebieg deformacji podstawowych metali i ich stopów w czasie pełzania. Można je ogólnie podzielić na [1-3]:

- pełzanie dyslokacyjne,
- pełzanie dyfuzyjne,
- poślizg po granicach ziaren.

Pełzanie dyslokacyjne, zachodzące przy temperaturach wyższych od $0.3T_m$ dla czystych metali (T_m - temperatura topnienia metalu w stopniach Kelvina) i $T > 0.4T_m$ dla stopów i ceramik, jest złożonym mechanizmem odkształcenia materiału, które w zależności od warunków może być wypadkową różnego typu przemieszczeń dyslokacji. Stąd też wyróżnia się takie odmiany pełzania dyslokacyjnego, jak np.:

- pełzanie wskutek poślizgu dyslokacji,
- pełzanie wskutek poślizgu i wspinania się dyslokacji,
- pełzanie Harpera-Dorna,
- pełzanie niepodlegające prawu potęgowemu.

Prace doświadczalne wykazały, że prędkość odkształcenia materiału w ustalonym okresie pełzania kontrolowana jest przez mechanizm pełzania dyslokacyjnego, który podlega prawu potęgowemu:

$$\dot{\varepsilon} \cong \left(\frac{\tau}{G} \right)^n, \quad (1)$$

gdzie przez τ oznaczono naprężenia działające w płaszczyźnie poślizgu, G jest modułem sprężystości poprzecznej, zaś n wykładnikiem przyjmującym wartości w zakresie od 3 do 10.

Dla niektórych materiałów w temperaturach z zakresu $(0.3 \div 0.5) T_m$ występujące w nich przeszkody dla ruchu dyslokacji odznaczają się małą wytrzymałością, a opór sieci krystalicznej jest niewielki. W takich sytuacjach obserwuje się dryfowanie dyslokacji przez przeszkody, przy czym szybkość ślizgających się dyslokacji jest liniowo zależna od składowych naprężenia działających w płaszczyźnie poślizgu i w efekcie prędkość odkształcenia można określić zależnością Orowana:

$$\varepsilon = \rho_m b v, \quad (2)$$

gdzie

ρ_m - gęstość dyslokacji ruchliwych w materiale,

b - długość wektora Burgersa,

v - średnia prędkość ruchu dyslokacji.

Na podstawie dostępnych badań przyjmuje się, gęstość dyslokacji ruchliwych jest proporcjonalna do kwadratu naprężenia działającego w płaszczyźnie poślizgu

$$\rho_m = \alpha \left(\frac{\tau}{Gb} \right)^2. \quad (3)$$

Omawiany mechanizm pełzania dyslokacyjnego zachodzącego wskutek poślizgu dyslokacji jest raczej rzadko spotykany w metalach, ponieważ występuje w nich wiele systemów poślizgu, co powoduje tworzenie się barier dla ruchu dyslokacji w wyniku przecinania się różnych systemów poślizgu. Bariery te mają dużą wytrzymałość na ściecie i stąd przy stosunkowo niskich wartościach poziomu naprężenia (poniżej granicy plastyczności), dyslokacje praktycznie nie są w stanie pokonać tych barier. Aby zachodziła deformacja, utworzone bariery muszą zostać pokonane. Odbywa się to przez wspinanie dyslokacji [4, 5], polegające na ominięciu bariery wskutek przejścia dyslokacji na inną płaszczyznę poślizgu. W czasie wspinania dyslokacje wychodzą ze swojej płaszczyzny poślizgu w kierunku prostopadłym do wektora Burgersa. Proces ten polega na dyfuzji pojedynczych wakansów względnie ich skupisk do lub od dyslokacji. Ponieważ jest to proces termicznie aktywowany, może on jedynie wystąpić w podwyższonej temperaturze przy odpowiedniej ruchliwości wakansów. W niskiej temperaturze w warunkach utrudnionej dyfuzji, ruch dyslokacji odbywa się prawie całkowicie wskutek poślizgu. O ile mechanizm pełzania dyslokacyjnego wskutek poślizgu nie ma zbyt dużego udziału w deformacji podczas rozwoju procesu, to pełzanie zachodzące jednocześnie wskutek poślizgu i wspinania dyslokacji stanowi jeden z podstawowych mechanizmów odkształcenia dla tego procesu. Pełzanie dyslokacyjne kontrolowane wspinaniem się dyslokacji występuje powyżej temperatury $0.3T_m$, gdy procesy dyfuzyjne zachodzą dostatecznie szybko. Wskutek dyfuzji wakansów dyslokacje krawędziowe mogą się naprzemiennie wspinąć i ślizgać. Przeprowadzone prace badawcze pozwoliły przyjąć, że proces wspinania zachodzi dzięki dyfuzji sieciowej wspomaganej dyfuzją wzdłuż rdzenia dyslokacji (tzw. dyfuzja rdzeniowa). W obliczeniach praktycznych w celu uwzględnienia obu form dyfuzji wprowadzono efektywny współczynnik dyfuzji określany z zależności:

$$D_{ef} = D_v f_v + D_c f_c, \quad (4)$$

gdzie

f_v - udział powierzchniowy dyfuzji sieciowej,

D_v - współczynnik dyfuzji sieciowej,

D_c - współczynnik dyfuzji wzdłuż rdzenia dyslokacji, proporcjonalny do współczynnika dyfuzji po granicach ziaren,

$f_c = a_r \rho$ - udział powierzchniowy dyfuzji wzdłuż rdzenia,

a_r - pole rdzenia,

ρ - gęstość dyslokacji.

Równanie prędkości pełzania ustalonego w przypadku deformacji zachodzącej w wyniku mechanizmu pełzania dyslokacyjnego wskutek poślizgu i wspinania wyraża się zależnością w postaci:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{AD_{ef}Gb}{kT} \left(\frac{\sigma_s}{G} \right)^n, \quad (5)$$

gdzie

- A - parametr materiałowy,
- k - stała Boltzmanna,
- b - długość wektora Burgersa,
- D_{ef} - efektywny współczynnik dyfuzji.

Równanie (5) uwzględnia dwie możliwości. W temperaturach $T/T_m > 0.5$ i przy niskich wartościach naprężenia wspinanie sterowane jest głównie przez proces dyfuzji sieciowej i reprezentuje tzw. pełzanie wysokotemperaturowe. Natomiast przy niższych temperaturach $T/T_m < 0.5$ i wyższych wartościach naprężenia dominuje dyfuzja rdzeniowa, co odpowiada pełzaniu niskotemperaturowemu. W przypadku mechanizmu pełzania wysokotemperaturowego zależność prędkości od naprężenia wyraża się zależnością w postaci $\dot{\varepsilon} = f(\sigma_s^n)$, a dla mechanizmu pełzania niskotemperaturowego $\dot{\varepsilon} = f(\sigma_s^{n+2})$. Przedstawiony powyżej podział oznacza, że chociaż odkształcenie plastyczne w obu przypadkach realizowane jest przez poślizg i wspinanie dyslokacji, ten sam materiał w zależności od warunków może się odkształcać ze znacznie różniącymi się prędkościami.

Trzecim rodzajem mechanizmu z grupy mechanizmów dyslokacyjnych rządzących procesem pełzania jest tzw. pełzanie Harpera-Dorna. Badacze ci udowodnili doświadczalnie dla aluminium, że przy stosunkowo niskich poziomach naprężenia występuje mechanizm pełzania charakteryzujący się makroskopowo liniową zależnością prędkości odkształcenia od naprężenia. Najbardziej prawdopodobne wyjaśnienie tego zjawiska mówi, że zachodzi ono przy stałej gęstości ruchliwych dyslokacji w całym zakresie odkształcenia. Poza aluminium tego rodzaju mechanizm został zaobserwowany dla ołowiu. Prędkość odkształcenia dla pełzania Harpera-Dorna określa się z zależności

$$\dot{\varepsilon} = \frac{A_{HD}D_vGb}{kT} \left(\frac{\tau}{G} \right), \quad (6)$$

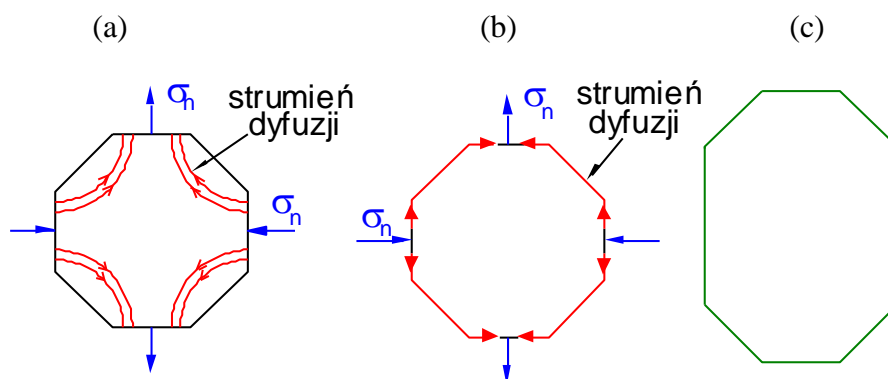
gdzie $A_{HD} = \rho_m \Omega / b$ jest bezwymiarową stałą.

W przypadku, gdy materiał jest poddawany działaniu dużych wartości naprężenia, przekraczających poziom $10^{-3}G$, pełzanie zachodzi wskutek mechanizmu, którego nie można opisać potęgowym prawem pełzania. Przy tak dużych wartościach naprężenia następuje zmiana mechanizmu odpowiedzialnego za ruch dyslokacji. Obserwuje się mianowicie przejście od pełzania kontrolowanego wspinaniem do pełzania kontrolowanego przez poślizg dyslokacji. Dotychczas w celu określenia prędkości odkształcenia przy występowaniu tego mechanizmu wykorzystuje się związek o charakterze empirycznym w następującej postaci:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \left(\sinh \frac{\alpha \tau}{G} \right)^n \exp \left(- \frac{Q_c}{RT} \right), \quad (7)$$

gdzie $\alpha = \beta G_0$, β jest stałą, Q_c energią aktywacji procesu większą od energii samodyfuzji.

Pełzanie w temperaturach przekraczających $0.4T_m$ przy niskich poziomach naprężenia ($<10^{-4}G$) zachodzi głównie dzięki mechanizmom nazywanym ogólnie pełzaniem dyfuzyjnym. Przyłożone naprężenie powoduje w polikryształe zmianę potencjału chemicznego wakansów znajdujących się w pobliżu granic ziaren. W stanie hydrostatycznym potencjał chemiczny ulega zmianie w każdym miejscu ciała o jednakową wartość, natomiast gdy stan naprężenia jest niehydrostatyczny potencjał ten zmienia się nierównomiernie dla różnych powierzchni i stąd powstają jego lokalne gradienty. Jest to przyczyną przepływu wakansów z obszarów o dużym potencjale, w których panują naprężenia rozciągające, w kierunku obszarów gdzie dominują naprężenia ściskające, rys.1.



Rys. 1. Przebieg dyfuzyjnego pełzania materiału: (a) pełzanie kontrolowane dyfuzją sieciową, (b) pełzanie kontrolowane dyfuzją po granicach ziaren, (c) kształt ziarna po odkształceniu

Ukierunkowany przepływ wakansów, a co za tym idzie masy, powoduje w skali mikroskopowej wydłużenie ziaren w kierunku rozciągania, natomiast w skali makroskopowej odpowiada za odkształcenie materiału.

W zależności od warunków deformacji materiału w pełzaniu dyfuzyjnym może brać udział dyfuzja objętościowa, dyfuzja po granicach ziaren (tzw. dyfuzja międzykrystaliczna) względnie oba typy transportu dyfuzyjnego jednocześnie.

W zakresie wysokich temperatur przekraczających $0.7T_m$ prędkość deformacji kontrolowana jest przez dyfuzję sieciową. Wynikające stąd płynięcie znane jest pod nazwą pełzania Nabarro-Herringa [6, 7]. Prędkość pełzania w tym przypadku jest proporcjonalna do współczynnika dyfuzji sieciowej:

$$\dot{\epsilon} = \frac{C\sigma_n\Omega D_v}{kT d^2}, \quad (8)$$

gdzie

C jest stałą przyjmującą wartości w zakresie od 5 do 15,

D_v - współczynnik dyfuzji sieciowej,

Ω - objętość atomowa,

d - wielkość ziarna,

k - stała Boltzmanna.

Dla wysokich temperatur z przedziału $0.5 - 0.7 T_m$ kontrolę nad prędkością spełnia głównie dyfuzja międzykrystaliczna, a zachodzące zjawisko nosi nazwę pełzania Coble'a [8]. Prędkość odkształcenia dla tego typu mechanizmu określana jest równaniem:

$$\dot{\epsilon} = \frac{B\sigma_n \delta \Omega D_{GB}}{kT d^3}, \quad (9)$$

gdzie

B - stała o wartości równej w przybliżeniu 150,
 D_{GB} - współczynnik dyfuzji po granicach ziaren,
 δ - efektywna grubość granicy.

Oba przedstawione przypadki mają zastosowanie w opisie deformacji materiałów polikrystalicznych pod warunkiem założenia całkowitego zablokowania ruchu dyslokacji. Sytuacja taka występuje przy niskich poziomach naprężenia.

Gdy za przepływ materii odpowiada jednocześnie dyfuzja sieciowa i dyfuzja po granicach ziaren, prędkość odkształcenia jest opisana równaniem

$$\dot{\epsilon} = \frac{42\tau\Omega}{3kTd^2} D_{ef}, \quad (10)$$

gdzie

$$D_{ef} = D_v \left[1 + \frac{\pi\delta D_{GB}}{dD_v} \right] - \text{efektywny współczynnik dyfuzji.}$$

Z przedstawionych równań określających prędkość deformacji podczas pełzania dyfuzyjnego wynika, że jest ona silnie uzależniona od wielkości ziarna. Prowadzi to do wniosku związanego z projektowaniem materiałów pracujących w warunkach pełzania dyfuzyjnego, który mówi, że należy stosować w takich przypadkach materiały o możliwie największym ziarnie.

Kolejnym istotnym mechanizmem deformacyjnym w procesie pełzania jest poślizg po granicach ziaren. W większości publikacji mechanizmu tego nie traktuje się odrębnie, ponieważ prędkość poślizgu po granicach ziaren w zdecydowanej większości materiałów poddanych pełzaniu kontrolowana jest tzw. procesem pełzania dyfuzyjnego. Ze względu jednak na fakt, że w materiałach o małym ziarnie (poniżej 10 μm) poślizg po granicach ziaren może kontrolować prędkość deformacji, mechanizm ten można traktować jako oddzielny mechanizm deformacyjny. W materiałach o większych ziarnach poślizg po granicach ziaren również odgrywa znaczącą rolę, mimo że prędkość jego zachodzenia przeważnie jest kontrolowana pełzaniem dyfuzyjnym. Mechanizm ten ma znaczny udział w odkształcaniu materiałów w temperaturach wyższych od $0.4 \div 0.5T_m$. Udział poślizgu po granicach ziaren w całkowitym odkształceniu jest wyrażany następującą zależnością:

$$p = \frac{\epsilon_{GB}}{\epsilon_c}, \quad (11)$$

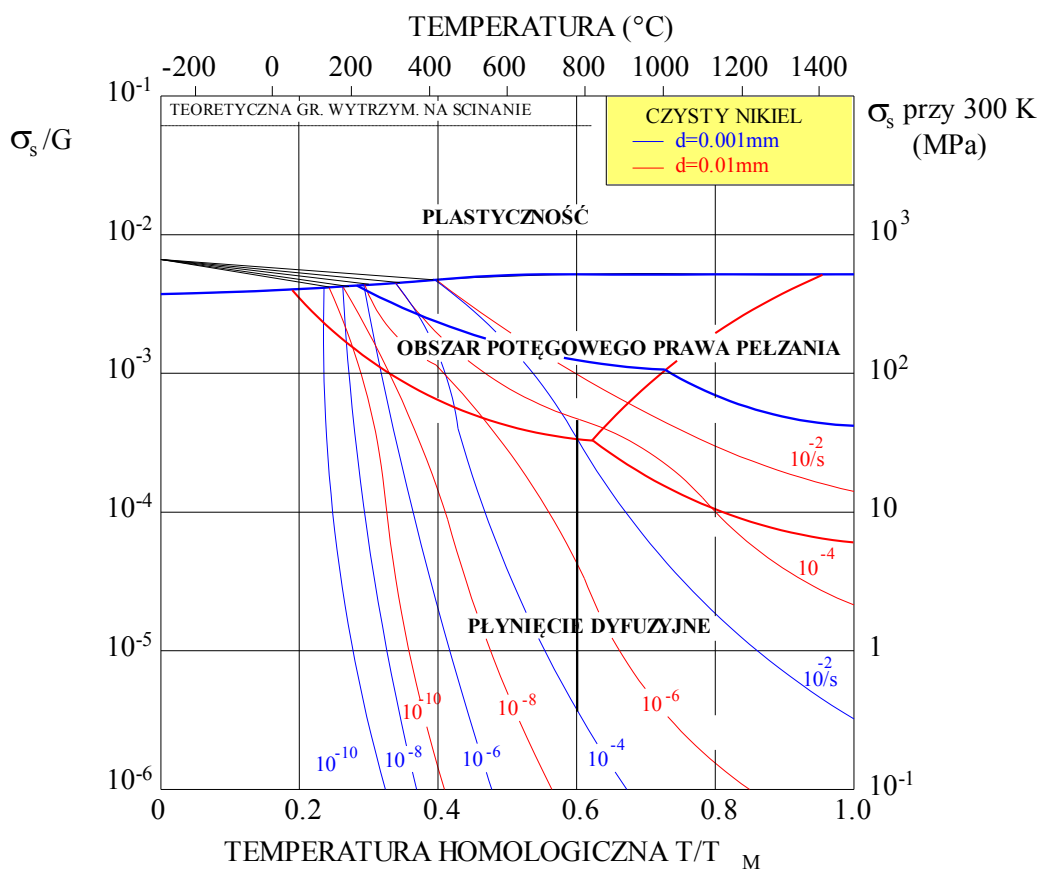
gdzie

ϵ_{GB} - odkształcenie wynikające z mechanizmu poślizgu po granicach ziaren,
 ϵ_c - odkształcenie całkowite.

W zależności od warunków zewnętrznych, struktury początkowej materiału i jej późniejszych zmian w procesie odkształcenia udział poślizgu po granicach ziaren w całkowitym odkształceniu może wahać się w zakresie od 1 do 90%.

Reasumując, należy podkreślić, że odkształcenie pełzania ciał krystalicznych jest procesem złożonym i najczęściej zachodzi wskutek jednoczesnego działania kilku mechanizmów deformacyjnych. Mechanizm dominujący w deformacji ma decydujący wpływ na prędkość pełzania. Reszta mechanizmów odpowiada głównie za procesy akomodacyjne, zapewniające zachowanie spójności materiału i stąd nie ma istotnego wpływu na prędkość odkształcenia. Dominacja konkretnego mechanizmu deformacyjnego jest uwarunkowana właściwościami materiału oraz warunkami odkształcenia.

Potrzeba znajomości procesów zachodzących w materiałach dla zadanych z góry warunków oraz dostępność dużej ilości danych doświadczalnych dla różnych materiałów wymaga odpowiednich metod ich opracowania. Jedną z nich jest koncepcja Ashby'ego i jego współpracowników [1-3]. Na podstawie dostępnych wyników doświadczalnych zespół ten wprowadził tzw. mapy mechanizmów odkształcenia materiału opisujące podstawowe mikromechanizmy sterujące deformacją ciała, jak np. poślizg linii dyslokacyjnych, poślizg z uwzględnieniem wspinania dyslokacji, płyniecie dyfuzyjne, przemieszczanie ziaren na skutek poślizgu międzykrystalicznego, bliźniakowanie deformacyjne i wiele innych. Zaproponowane przez zespół Ashby'ego mapy stanowią wykresy o osiach naprężenie odniesienia - temperatura homologiczna, które przedstawiają obszary naprężenia i temperatury dominujących mechanizmów odkształcenia. Wykres ten wyraża zależność między trzema zmiennymi makroskopowymi - naprężeniem, temperaturą oraz prędkością odkształcenia. Jeśli mamy wyspecyfikowaną parę zmiennych, wówczas mapa może służyć do określania trzeciej zmiennej. Do sporządzenia konstrukcji map posługiwano się równaniami prędkości otrzymanymi na podstawie jednego lub kilku mikroskopowych modeli fizycznych. Na rys. 2 przedstawiono przykładową mapę mechanizmów deformacyjnych dla niklu [2].



Rys. 2. Mapa mechanizmów deformacyjnych niklu uwzględniająca ich zmiany wskutek różnic w wielkości ziarna [2]

W górnej części wykresu wykreślono teoretyczną granicę wytrzymałości na ścinanie, powyżej której następuje natychmiastowe zniszczenie, nawet dla materiału o idealnej strukturze krystalicznej. Przyjmuje się, że wartość tej granicy w zależności od struktury krystalicznej waha się w granicach $G/20 - G/10$, gdzie G - jest modułem sprężystości poprzecznej, i jest praktycznie niezależna od temperatury.

Poniżej granicy idealnej wytrzymałości na ścinanie rozciąga się obszar płynięcia poprzez ruch dyslokacji możliwy tylko wówczas, gdy dostępna jest odpowiednia liczba niezależnych systemów poślizgu.

Kolejne pola map dotyczą mechanizmów odkształcenia sterujących zjawiskiem pełzania. Pole nazwane "potęgowe prawo pełzania" reprezentuje mechanizm płynięcia, w którym dominującą rolę odgrywa proces wspinania dyslokacji. Mechanizm ten oparty jest, podobnie jak dla pola reprezentującego plastyczność, na poślizgu dyslokacji. Od wielkości tego poślizgu zależy wartość całkowitego odkształcenia, z tym że średnia prędkość deformacji określona jest przez etap wspinania. Mechanizmy bazujące na tego typu procesach szerzej opisane są przez Weertmana [4, 5]. Ostatnie pole mapy przedstawionej na rys. 2 zajmuje obszar płynięcia opartego głównie na procesach dyfuzyjnych.

Na mapach mechanizmów deformacyjnych można odzwierciedlać wpływ niektórych czynników mikroskopowych na wielkość zakresów dominacji mechanizmów deformacyjnych, jak na przykład wielkość ziarna. W przypadku niklu wzrost wielkości ziarna powoduje rozszerzenie zakresu potęgowego prawa pełzania.

3. MECHANIZMY USZKODZENIA I ZNISZCZENIA W PROCESIE PEŁZANIA ORAZ ICH MIARY

Początkowe koncepcje opisu uszkodzenia w trakcie pełzania bazowały na skalarnym parametrze uszkodzenia zaproponowanym przez Kachanova [9] w latach pięćdziesiątych ubiegłego stulecia.

Do opisu uszkodzenia materiałów poddawanych pełzaniu przy poziomach naprężenia wyraźnie niższych od granicy plastyczności zaproponował on pominięcie bieżącego przewężenia przekroju poprzecznego próbki oraz przyjęcie założenia, że obciążenie przenoszone jest jedynie przez efektywnie pracującą część pola przekroju poprzecznego próbki, które stanowi różnicę między początkowym polem przekroju oraz polem powierzchni uszkodzeń. Miarę tą definiuje się związkiem

$$\psi = \frac{A}{A_0}, \quad 1 \geq \psi \geq 0, \quad (12)$$

gdzie A oznacza efektywne pole przekroju, A_0 natomiast, początkowe pole przekroju.

Przybiera ona wartość 1 w stanie początkowym bez defektów oraz 0 w momencie zlokalizowanego zniszczenia materiału.

Zamiast parametru (12) wygodniej jest operować jego dopełnieniem, które reprezentuje parametr uszkodzenia wprowadzony przez Rabotnova [10] w postaci:

$$\omega = 1 - \psi = \frac{A_0 - A}{A_0}, \quad 0 \leq \omega \leq 1. \quad (13)$$

Tak zdefiniowany parametr ma bezpośrednią interpretację fizyczną, ponieważ oznacza powierzchnię zajmowaną w danej chwili przez defekty, odniesioną do pola przekroju początkowego bez uszkodzeń. Wykorzystując parametr uszkodzenia Rabotnov [10] rozwinął

jednowymiarową teorię Kachanova [9] proponując prawo ewolucji uszkodzenia w następującej postaci:

$$\frac{\dot{\omega}}{\dot{\omega}_0} = \frac{1}{(1 - \omega)^\eta} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^\nu, \quad (14)$$

gdzie $\nu, \eta, \dot{\epsilon}_0, \dot{\omega}_0, \sigma_0$ są stałymi materiałowymi. Propozycje Kachanova i Rabotnova [9, 10] stały się inspiracją do budowy modeli uszkodzenia i są uważane za początek kontynuualnej mechaniki uszkodzeń, która jest w dalszym ciągu rozwijana zarówno dla jednoosiowych, jak i wieloosiowych stanów naprężenia.

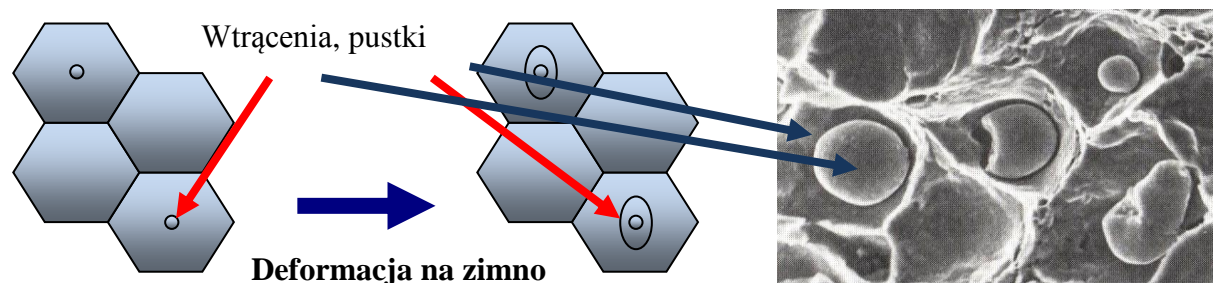
Początkowo przy modelowaniu konstytutywnym zakładano, że proces uszkodzenia zachodzi przy udziale jednego mechanizmu. Tymczasem prace doświadczalne wykonywane na poziomie mikrostrukturalnym dowiodły, że uszkodzenie rozwija się w materiałach przy udziale co najmniej kilku mechanizmów. Oczywiście w zależności od warunków eksperymentu mogą zaistnieć takie sytuacje, że za uszkodzenie będzie odpowiedzialny głównie jeden mechanizm uszkodzenia. Skutkiem wspomnianych prac doświadczalnych było powstanie nowego kierunku przy formułowaniu równań konstytutywnych pełzania, odzwierciedlających fizykę osłabienia materiałów mającego miejsce w trzecim etapie procesu, a mianowicie wprowadzanie więcej niż jednej zmiennej uszkodzenia, którym przypisuje się odpowiedzialność za konkretny mechanizm osłabienia.

3.1. Wybrane mechanizmy uszkodzenia i sposoby ich modelowania

Mechanizmy uszkodzenia materiałów są zależne od bardzo wielu czynników, spośród których należy między innymi wymienić: rodzaj materiału, charakter i prędkość odkształcania oraz warunki, w których zachodzi deformacja (np.: temperatura, ciśnienie, korozyjność środowiska i inne). Na rysunkach 3-6 przedstawiono przykłady wybranych mechanizmów uszkodzenia towarzyszących procesom deformacyjnym – stosunkowo najczęściej spotykanym w praktyce, jak:

- deformacja na zimno (rys. 3),
- deformacja na gorąco (rys. 4),
- powolna deformacja o charakterze nadplastycznym (rys. 5),
- pełzanie (rys. 6).

Rysunki te zawierają z lewej strony schemat wyrażający sposób modelowania procesu uszkodzenia, a z prawej rzeczywisty przykład zachodzącej degradacji materiału. Oprócz graficznej ilustracji degradacji struktury materiału zamieszczono także równania opisujące rozwój uszkodzeń w warunkach różnych rodzajów obciążenia.



Rys. 3. Przykład mechanizmu uszkodzenia występującego podczas plastycznego płynięcia na zimno [11]

Analiza uszkodzenia struktury materiału podczas plastycznego płynięcia na zimno (rys. 3) pokazała, że dominujący mechanizm zniszczenia może być związany z powstawaniem pustek w obszarze ziarna. Zmianę wymiaru pustek w czasie opisano przy założeniu liniowego przyrostu ich promienia w funkcji prędkości ekwiwalentnego odkształcenia plastycznego $\dot{\epsilon}_{eq}^p$, tj. [12]

$$\dot{R} = R \cdot N \left(\frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_y} \right) \dot{\epsilon}_{eq}^p \quad (15)$$

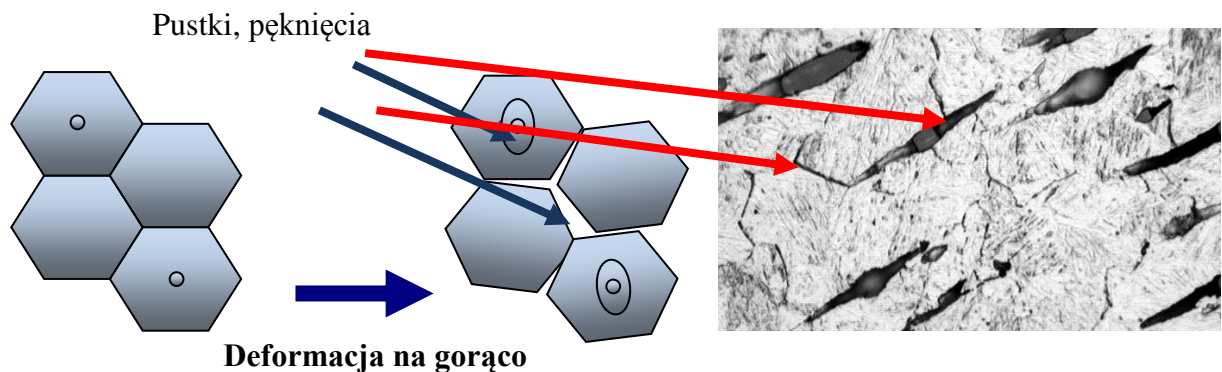
gdzie: R jest początkowym promieniem pustki w kształcie sfery, σ_m - naprężenie średnie, σ_y - granica plastyczności, N - stała. Ze względu na fakt, że pustki nie są zazwyczaj regularnymi sferami, lecz przyjmują kształt elipsoidy, oraz uwzględniając różne prędkości zmian ich wymiarów w trójwymiarowej przestrzeni prędkości głównych składowych odkształcenia plastycznego – zmianę promienia w czasie w kierunku osi głównych opisano równaniem (16), które wykorzystywane jest również do modelowania zmian powierzchni plastycznego płynięcia [13]

$$\dot{R}_k = \left[\left[(1 + E) \dot{\epsilon}_k + D \left(\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_1 \dot{\epsilon}_1 \right) \right]^{1/2} \right] R, \quad (16)$$

gdzie: (k, l) = 1, 2, 3; E - moduł Younga, (1+E) i D - stałe zależne od odkształceniowego wzmocnienia materiału.

W przypadku materiałów poddawanych plastycznej deformacji w warunkach wysokiej temperatury (rys. 4) obserwowano występowanie mikropęknięć jak i pustek, których procentowa liczność zależała od prędkości odkształcenia, temperatury i rozmiaru ziarna. Połączenie defektów skutkowało powstaniem makropęknięć, dla których brak jest obecnie równań konstytutywnych opisujących ich rozwój [11].

Powolne odkształcanie o charakterze nadplastycznym powodowało z kolei tworzenie się na granicy ziaren pustek w kształcie zbliżonym w przestrzeni trójwymiarowej do graniastosłupa trójkątnego (widoczna jest podstawa bryły), rys. 5.

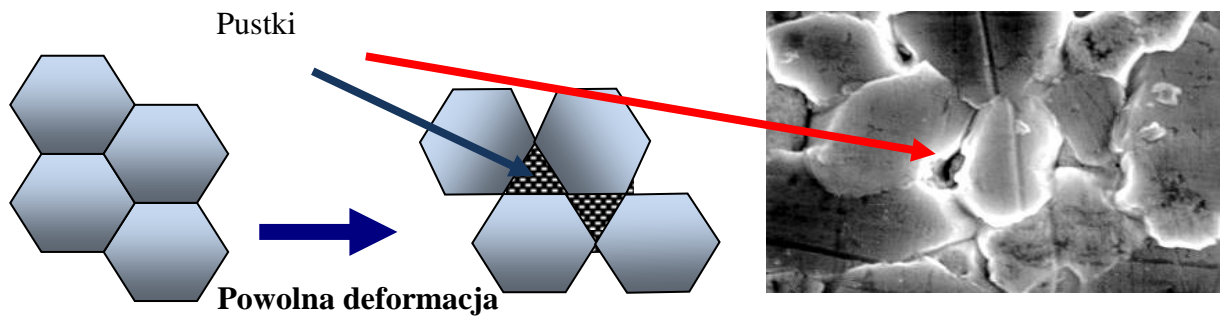


Rys. 4. Przykład mechanizmu uszkodzenia występującego podczas plastycznego płynięcia na gorąco [11]

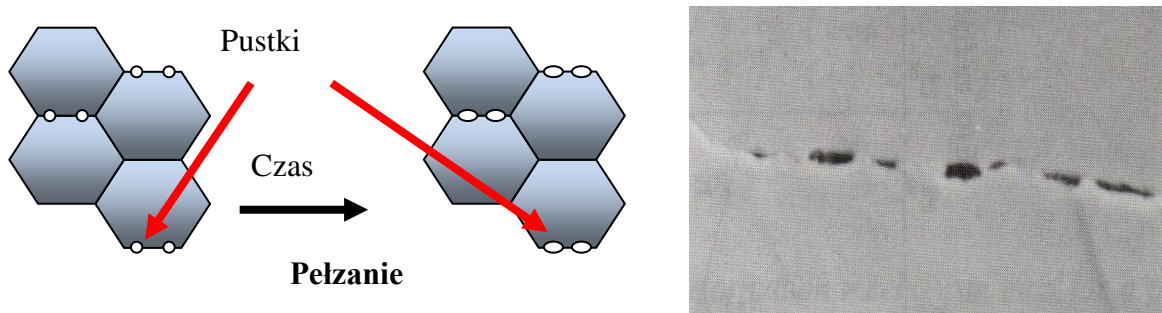
Dla tego rodzaju mechanizmu uszkodzenia zaproponowano równanie wykorzystujące nieliniową funkcję odkształcenia plastycznego (17) i jego prędkość ($\dot{\epsilon}_p$) w następującej postaci [14]

$$\dot{\omega}_4 = D_1 \omega_4^{n_1} (\dot{\epsilon}_p)^{n_2} + D_2 (\dot{\epsilon}_p)^{-n_3} \cosh(D_3 \epsilon_p), \quad (17)$$

gdzie: $\omega_4 = r_d^2/l^2$ reprezentuje uszkodzenie efektywne, natomiast r_d , l , to odpowiednio: promień i głębokość rozprzestrzeniania się strefy uszkodzeń, D_1 , D_2 , D_3 , n_1 , n_2 i n_3 – stałe materiałowe.



Rys. 5. Przykład mechanizmu uszkodzenia występującego podczas powolnej deformacji o charakterze nadplastycznym [11]



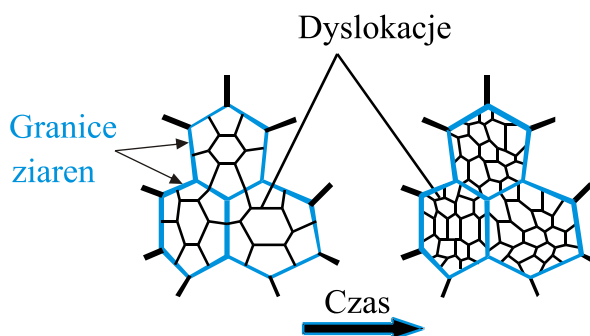
Rys. 6. Schemat wzrostu pustek na granicach ziaren występujący podczas pełzania [11]

Innego rodzaju mechanizm uszkodzenia zidentyfikowano w trakcie pełzania powodującego wzrost wymiarów pustek (rys. 6). Przyjęto, że prędkość ich rozwoju $\dot{\omega}_3$ jest proporcjonalna do minimalnej prędkości pełzania $\dot{\epsilon}_m$ i zależy od miary uszkodzenia $\omega_3 = (r_h)^2/l^2$, gdzie: r_h reprezentuje promień pustki, natomiast l określa głębokość ich rozprzestrzeniania się

$$\dot{\omega}_3 = [1/(1 - \omega_3)^n - (1 - \omega_3)] \dot{\epsilon}_m. \quad (18)$$

Przedstawione przykłady pokazują różnorodność zachodzących zjawisk w zależności od warunków deformacji materiałów. Należy wyraźnie w tym miejscu zaznaczyć, że w danej kategorii procesów uszkodzenia, za degradację materiałów może być odpowiedzialnych znacznie więcej mechanizmów uszkodzenia, co omówiono na przykładzie wyników z badań pełzania.

Othman, Hayhurst i Dyson [15] zaproponowali model konstytutywny z dwiema zmiennymi uszkodzenia dla superstopów niklu w warunkach pełzania. Zgodnie z ich koncepcją zasadniczym mechanizmem sterującym procesem osłabienia jest multiplikacja dyslokacji oraz ich ruch, rys. 7.

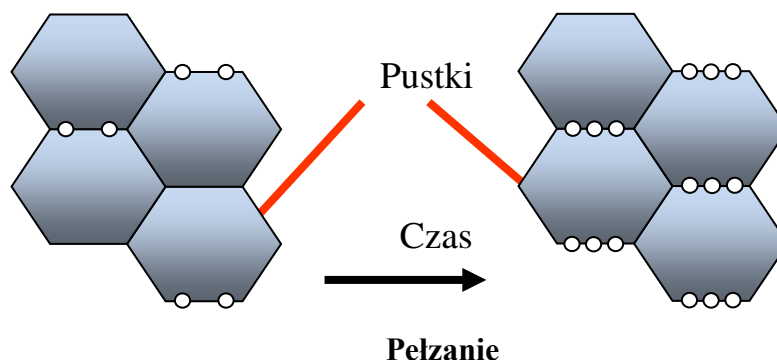


Rys. 7. Schemat mechanizmu multiplikacji dyslokacji podczas pełzania [11]

Model uszkodzenia wykorzystywany do opisu tego rodzaju mechanizmu degradacji struktury stanowi liniową zależnością między prędkością pustek $\dot{\omega}_1$ i prędkością pełzania $\dot{\epsilon}_c$

$$\dot{\omega}_1 = C(1 - \omega_1)^2 \dot{\epsilon}_c, \quad (19)$$

gdzie: $\omega_1 = (1 - \rho_i/\rho)$ - miara uszkodzenia, ρ_i - gęstość dyslokacji w stanie początkowym, ρ - bieżąca gęstość dyslokacji.



Rys. 8. Schemat zwiększenia liczby pustek podczas pełzania [11]

Jako drugi mechanizm autorzy pracy [15] wymieniają międzykrystaliczne zarodkowanie pustek (creep constrained grain boundary cavitation) i zwiększenie ich liczby, co schematycznie pokazano na rys. 8. Dla tego rodzaju degradacji struktury, zaproponowano również liniową zależność między prędkością rozwoju uszkodzeń $\dot{\omega}_2$ a prędkością pełzania

$$\dot{\omega}_2 = D\dot{\epsilon}_c, \quad (20)$$

gdzie: $D = \epsilon_f/3$, natomiast ϵ_f - stała materiałowa, która reprezentuje odkształcenie całkowite w chwili zniszczenia w warunkach jednoosiowego rozciągania.

W wyniku rozwoju uszkodzeń - polegającym w końcowej fazie na łączeniu się pustek w jedną lub kilka szczelin dominujących - następuje zniszczenie elementu konstrukcyjnego, przy czym charakter takiego zniszczenia może być wewnątrzkrystaliczny lub międzykrystaliczny. Pęknięcie wewnątrzkrystaliczne w czasie pełzania występuje najczęściej dla materiałów o dużej ciągliwości poddanych wysokiemu poziomowi naprężenia. Z kolei

pęknięcie międzykrystaliczne pojawia się dla materiałów kruchych testowanych przy stosunkowo niskim poziomie naprężenia. Należy jednak wyraźnie zaznaczyć, że zaistnienie konkretnego typu zniszczenia uzależnione jest od warunków próby pełzania, tj. temperatury i poziomu naprężenia. A zatem, niezależnie od rodzaju materiału, kruchy lub ciągliwy, można dla danego materiału znaleźć warunki, w których otrzymamy zniszczenie wewnątrzkrystaliczne lub międzykrystaliczne.

Różnice w zniszczeniu wywoływanym przez oba z wymienionych mechanizmów uszkodzenia w wysokich temperaturach zostały zaobserwowane przez grupę Dysona [16-19]. Podobnie jak mechanizm międzykrystalicznego zarodkowania także i mechanizm ciągłego wzrostu pustek dotyczy mikropęknięć pojawiających się na granicach ziaren. Pustki mogą wzrastać na skutek dyfuzji atomów z granic ziaren lub w wyniku plastycznego płynięcia materiału, który je otacza i tworzeniu się zlepków luk powstających na skutek przecięć dyslokacji pracujących w różnych płaszczyznach poślizgu. Może to być również kombinacja wspomnianych mechanizmów wzrostu pustek. Na omawiany proces uszkodzenia głównie wpływają procesy dyfuzyjne takie, jak dyfuzja międzykrystaliczna i dyfuzja powierzchniowa. Jeżeli mechanizm wzrostu pustki jest sterowany przez dyfuzję międzykrystaliczną atomy dyfundują na zewnątrz wzrastających pustek i osadzają się na granicach ziaren. Z kolei proces dyfuzji powierzchniowej wpływa na kształt pustek. Jeżeli dyfuzja powierzchniowa jest gwałtowna, wówczas materia ulega szybkiemu rozłożeniu wewnątrz pustki zapewniając jej w przybliżeniu sferyczny kształt.

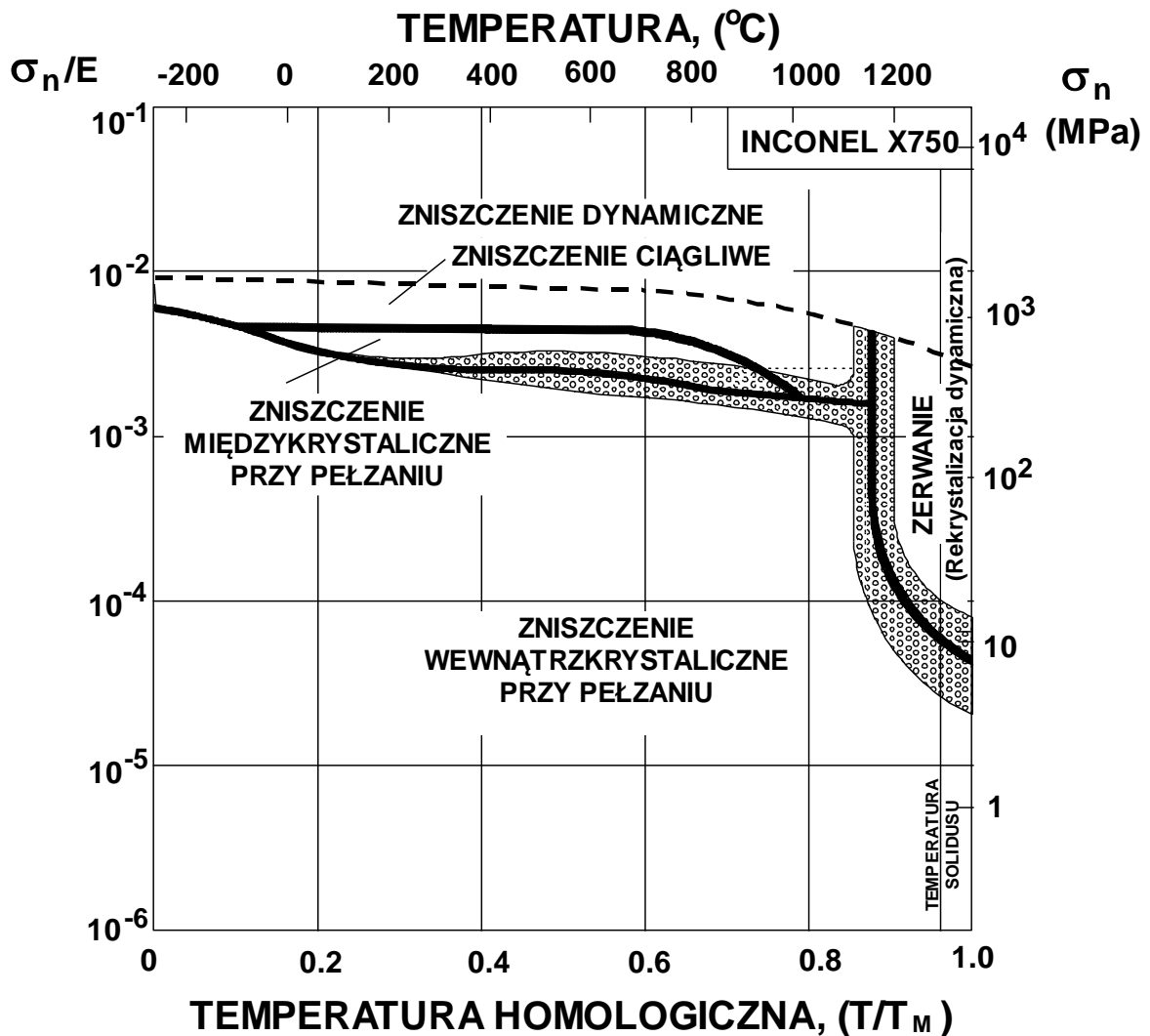
W wyniku rozwoju uszkodzeń polegającym w końcowej fazie na łączeniu się pustek w jedną lub kilka szczelin dominujących następuje zniszczenie elementu konstrukcyjnego, przy czym charakter takiego zniszczenia może być wewnątrzkrystaliczny lub międzykrystaliczny. Pęknięcie wewnątrz-krystaliczne w czasie pełzania występuje najczęściej dla materiałów o dużej ciągliwości poddanych wysokiemu poziomowi naprężenia. Z kolei pęknięcie międzykrystaliczne wskutek pełzania najczęściej pojawia się dla materiałów kruchych testowanych przy stosunkowo niskim poziomie naprężenia. Należy jednak wyraźnie zaznaczyć, że zaistnienie konkretnego typu zniszczenia uzależnione jest od warunków próby pełzania, tj. temperatury i poziomu naprężenia. A zatem niezależnie od rodzaju materiału, kruchy lub ciągliwy, można dla danego materiału znaleźć warunki, w których otrzymamy zniszczenie wewnątrzkrystaliczne lub międzykrystaliczne.

Podobnie, jak w przypadku deformacyjnych mechanizmów procesu pełzania także i różne warianty zniszczenia zostały ujęte w postaci map obrazujących obszary ich dominacji w zależności od temperatury oraz poziomu naprężenia. Na rys. 9 pokazano przykładową mapę spodziewanych rodzajów zniszczenia dla materiału przystosowanego do pracy w warunkach znacznie podwyższonej temperatury [20].

Mapy mechanizmów zniszczenia stanowią diagramy, w których na osi pionowej odkładane są wartości naprężenia rozciągającego, a na osi poziomej wartości temperatury. Dodatkowo wprowadza się skalę bezwymiarową dla obu osi, przy czym wielkością odniesienia dla naprężenia jest moduł Younga, natomiast dla temperatury – temperatura topnienia rozpatrywanego materiału wyrażona w stopniach Kelvina. Autorzy map wprowadzili klasyfikację mikromechanizmów zniszczenia, w której wyróżniają dwie szerokie klasy zniszczenia: kruche i ciągliwe.

Dla niskich temperatur $T < 0.3T_m$ rozpatrują następujące mechanizmy zniszczenia:

- kruche zniszczenie wewnątrzkrystaliczne,
- kruche zniszczenie międzykrystaliczne,
- zniszczenie przez wzrost szczelin wskutek plastycznego płynięcia,
- zerwanie wskutek efektu szybkowania,
- zerwanie wskutek ścięcia.

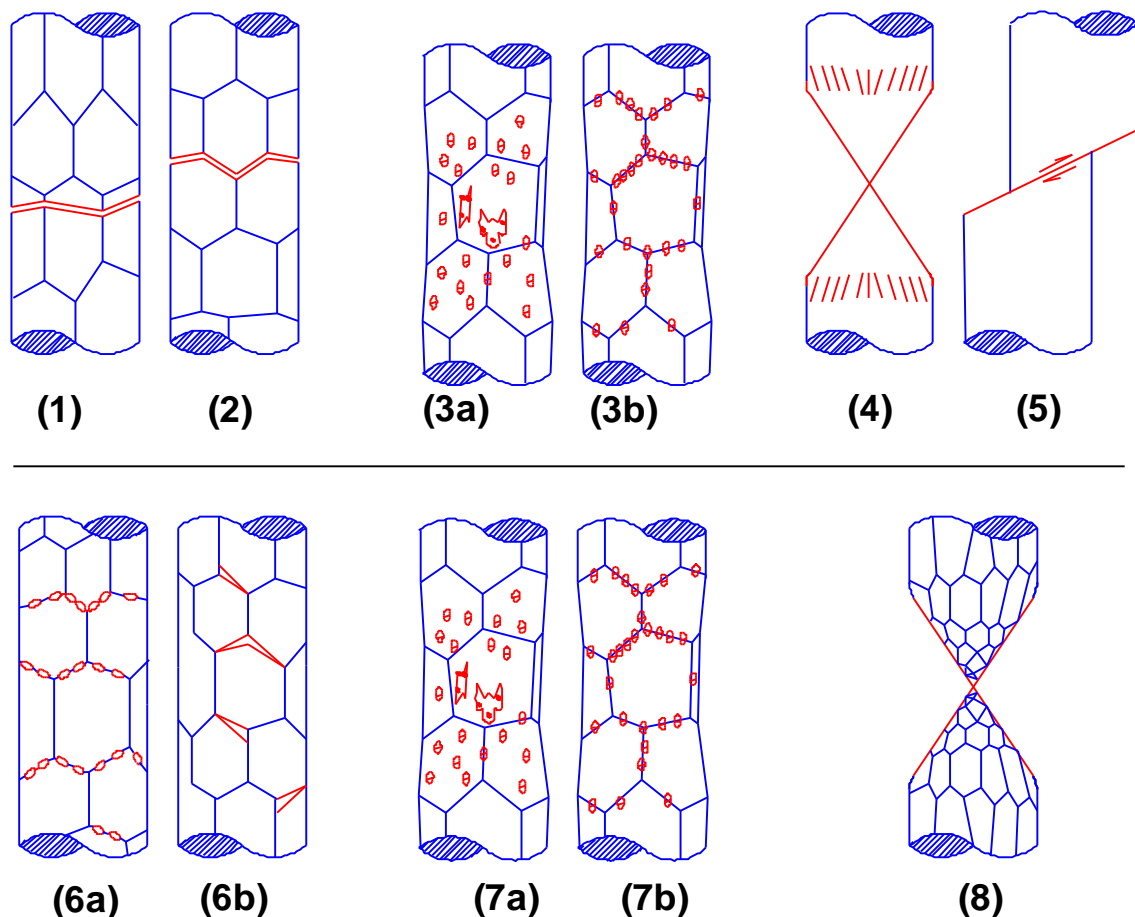


Rys. 9. Mapa mechanizmów zniszczenia dla Inconelu X-750 [20]

Z kolei dla wyższych temperatur $T < 0.3T_m$ identyfikują:

- międzykrystaliczne zniszczenie przy pełzaniu wskutek rozwoju pustek na granicach ziaren lub powstawania pęknięć klinowych,
- zniszczenie wskutek wzrostu szczelin wymuszonym przez mechanizm pełzania opisywany prawem potęgowym,
- pęknięcie wskutek dynamicznego zdrowienia lub rekrytalizacji.

Na rys. 10 przedstawiono graficzną ilustrację wyżej wspomnianych mechanizmów. Szerszy opis tych mechanizmów zawiera praca zespołu Ashby'ego [20]. Przedstawiona klasyfikacja oczywiście nie wyczerpuje całego bogactwa mechanizmów zniszczenia materiałów metalicznych. Identyfikuje ona jednak mechanizmy najczęściej odpowiedzialne za ich zniszczenie.



Rys. 10. Mechanizmy zniszczenia materiałów metalicznych [20]: zniszczenie kruche wewnątrz-krystaliczne (1); zniszczenie kruche międzykrystaliczne (2); zniszczenie wewnątrzkrystaliczne (3a) i międzykrystaliczne (3b) wskutek plastycznego wzrostu pustek; zerwanie wskutek efektu szyjkowania (4); zerwanie wskutek ścięcia (5); międzykrystaliczne zniszczenie przy pelzaniu wskutek rozwoju pustek na granicach ziaren (6a) lub powstawania pęknięć klinowych (6b); zniszczenie wewnątrzkrystaliczne (7a) i międzykrystaliczne (7b) wskutek wzrostu szczelin wymuszonym przez mechanizm pelzania opisywany prawem potęgowym; pęknięcie wskutek dynamicznego zdrowienia lub rekrytalizacji (8)

Schematy przedstawione w górnej części rys. 10 ilustrują mechanizmy zachodzące poniżej temperatury $0.3T_m$, w dolnej natomiast powyżej $0.3T_m$, po lewej stronie w obu klasach pokazane są mechanizmy zniszczenia kruchego, po prawej – ciągliwego, w środku schematy mieszane)

4. MECHANIZMY USZKODZENIA I ZNISZCZENIA W PROCESIE ZMĘCZENIA ORAZ ICH MIARY

Badania mające na celu wyjaśnienie zjawiska zmęczenia materiału prowadzone są już od pierwszej połowy XIX wieku. Pierwsze prace w tym zakresie, jak już wcześniej wspomniano, przeprowadził Albert w 1838 roku, natomiast pierwsze prace istotne z naukowego punktu widzenia zrealizował dla wybranych metali Wöhler w 1860 roku. Od tego momentu datuje się coraz intensywniejszy rozwój badań przy obciążeniach cyklicznych, który trwa do dnia dzisiejszego. Zwłaszcza w ostatnich latach obserwuje się zwiększone zainteresowanie problemami zmęczeniowymi i jednocześnie ogromny postęp w tej dziedzinie. Wynika to głównie z faktu wzrostu wartości obciążeń i zwiększenia stopnia ich złożoności w wielu eksploatowanych urządzeniach. Wystarczy tylko wymienić postęp w dziedzinie lotnictwa

związany ze wzrostem prędkości samolotów i ich masy, czy też postęp w energetyce mierzony na przykład wzrostem temperatury urządzeń produkujących energię elektryczną. Obserwowany postęp techniczny wymusza prowadzenie badań zmęczeniowych na coraz wyższym poziomie, gdyż wielokrotnie od efektów tych badań uzależnione jest bezpieczeństwo ludzi. Współczesne samoloty pasażerskie mogą być eksploatowane, o ile prowadzone są równoległe symulacyjne badania zmęczeniowe, których wyniki pozwalają na bezpieczne użytkowanie wykorzystywanych aktualnie maszyn. Wśród badań zjawiska zmęczenia wyraźnie można wyróżnić dwa podstawowe kierunki

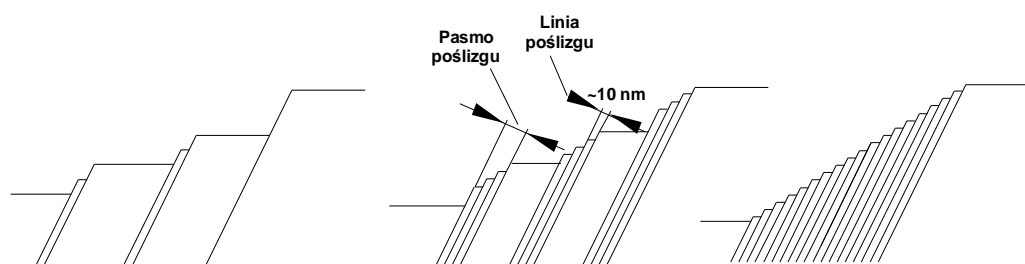
- badania prowadzone przez metalurgów i fizyków materiałowych koncentrujące się na próbie poznania mechanizmów rządzących procesem zmęczenia, oraz
- badania teoretyczne i doświadczalne w celu stworzenia teorii fenomenologicznych umożliwiających ilościowy opis zjawiska.

Oba wymienione kierunki rozwijają się aktualnie równoległe. Jednak nawet pobieżne ich omówienie daleko wykracza poza ramy tego artykułu i stąd zainteresowanych tymi zagadnieniami odsyła się do wybranych pozycji literaturowych ujętych w spisie umieszczonym na końcu pracy [np. 21-33].

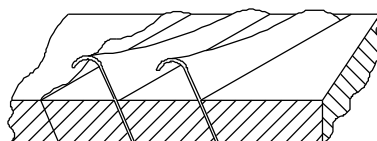
4.1. Podstawowe zjawiska zmęczeniowe

Analiza mikrostrukturalna mechanizmu niszczenia przy obciążeniach cyklicznych wykazała istotny wpływ odkształcenia plastycznego na proces zmęczenia. W początkowym stadium procesu zmęczenia odkształcenia plastyczne ujawniają się w postaci pasm poślizgów złożonych z linii poślizgów, rys. 11.

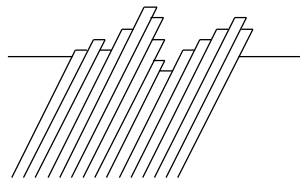
Pod pojęciem linii poślizgu rozumiemy ślad poślizgu na powierzchni swobodnej, zachodzącego w jednej płaszczyźnie poślizgu. Pasma poślizgów składają się z linii poślizgów zachodzących wzdłuż określonych płaszczyzn i kierunków krystalograficznych jako skutek ruchu dyslokacji. Średnio, szerokość linii poślizgów jest rzędu 10 nm, a wysokość schodków poślizgowych około 100 nm. Na ogół pasma poślizgów mają budowę nieregularną, co prowadzi w konsekwencji do powstawania ekstruzji i intruzji. **Ekstruzje** są to wyciśnięcia płatków metali, rys. 12, obserwowane w pasmach poślizgu na powierzchni zmiennie obciążonych elementów. Z kolei **intruzje** są to wciśnięcia lub wgłębienia w pasmach poślizgu, rys. 13.



Rys. 11. Schemat tworzenia linii poślizgu i pasm poślizgu podczas cyklicznego obciążania



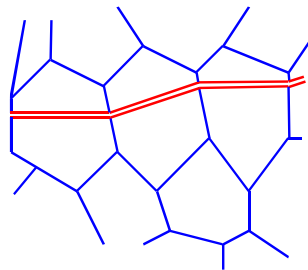
Rys. 12. Ilustracja ekstruzji powstających w procesie zmęczenia metali



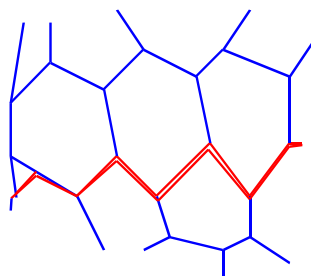
Rys. 13. Ilustracja intruzji powstających w procesie zmęczenia metali

W zależności od rodzaju materiału i zastosowanych warunków obciążenia możemy zaobserwować różny przebieg i geometrię poślizgów.

W pasmach poślizgu następuje inicjacja oraz rozwój mikropęknięć. Przyczynami tego zjawiska jest lokalne spiętrzenie naprężeń, odkształceń i energii w tych pasmach. Innymi przyczynami mikropęknięć mogą być granice subziaren, wtrącenia oraz wydzielenia faz wtórnych. Pierwsze pęknięcia materiału pojawiają się jako mikroszczeliny biegnące przez ziarna i mówimy wówczas o pęknięciach transkrystalicznych lub biegnące wzdłuż ziaren – tzw. pęknięcia międzykrystaliczne. Ilustracja obu możliwości spękań przedstawiona jest schematycznie na rys. 14 i 15. Charakter pęknięć dla konkretnego materiału zależy głównie od parametrów procesu obciążenia. Rozwój pęknięć na granicach ziaren jest bardziej intensywny niż wewnątrz ziaren ze względu na przemieszczanie się dyslokacji ku granicom ziaren, gdzie powstają uskoki i pory. Stosunkowo najczęściej pęknięcia pojawiają się na powierzchni i w warstwie wierzchniej elementu, ponieważ w tych miejscach występuje lokalna koncentracja naprężeń spowodowana wadami w postaci rys, nacięć i innych usterek wytwórczych.



Rys. 14. Schemat ideowy pęknięć transkrystalicznych



Rys. 15. Schemat ideowy pęknięć międzykrystalicznych

W przypadku elementów z umocnioną warstwą wierzchnią pęknięcia na ogół występują w strefie przejściowej od warstwy wierzchniej do rdzenia. Umownie przyjmuje się za początek makro-pęknięcia szczelinę o długości mieszczącej się w zakresie 0.1 – 0.5 mm. Pęknięcie takie pod wpływem sprzyjających warunków wynikających ze stanu materiału, wielkości amplitud naprężenia i liczby cykli może wzrastać aż do spowodowania zniszczenia elementu.

Dotychczas przeprowadzone badania wskazują, że zależnie od materiału i stosowanego obciążenia rozwój mikro-pęknięć obejmuje od 0.05 do około 0.9 całkowitej liczby cykli do zniszczenia. Pod pojęciem zniszczenia zmęczeniowego w klasycznym ujęciu rozumie się całkowitą utratę spójności w przekroju, w którym rozwijało się pęknięcie.

4.2. Wskaźniki i miary uszkodzenia zmęczeniowego

Istotą procesu zniszczenia zmęczeniowego są zmiany zachodzące w strukturze materiału wywołane naprężeniami eksploatacyjnymi: ruch defektów sieci krystalicznej (poślizg dyslokacji, migracja wakansów), koncentracja tych defektów w miejscach gdzie napotyka one na przeszkody uniemożliwiające dalsze przemieszczanie (granice ziaren, wtrącenia), formowanie tak zwanych trwałych pasm poślizgu (ang. Persistent Slip Band), a także inne procesy takie, jak na przykład transformacje fazowe wywołane naprężeniami lub temperaturą oraz procesy dyfuzyjne. Ostatecznym efektem wspomnianych zjawisk jest zarodkowanie i wzrost mikropęknięć, a w końcowej fazie procesu uszkodzenia uformowanie w materiale pęknięcia dominującego. Pęknięcie to rozwija się następnie w elemencie konstrukcji aż do momentu, gdy osiągnie wielkość krytyczną. Po osiągnięciu krytycznej wielkości pęknięcia obciążenie eksploatacyjne może wywołać jego niekontrolowany wzrost prowadzący do zniszczenia konstrukcji.

Rzeczywisty proces zniszczenia zmęczeniowego związany jest z zarodkowaniem i wzrostem mikropęknięć. W pracach teoretycznych dotyczących zniszczenia zmęczeniowego przyjmowano więc miarę uszkodzenia zmęczeniowego związaną z wielkością mikropęknięć występujących w materiale. Najbardziej rozpowszechnioną koncepcją miary uszkodzenia materiału jest gęstość powierzchniowa mikropęknięć w reprezentatywnej jednostce objętości materiału [9]. Parametr uszkodzenia nie jest tu wielkością skalarną, ale zależy od kierunku. W związku z tym koncepcja Kachanova została rozwinięta przez kolejnych badaczy, a w roku 1981 Murakami [34] wprowadził jako miarę uszkodzenia materiału tensor drugiego rzędu. Parametr uszkodzenia w tej postaci jest do dziś stosowany przez wielu badaczy. Wadą tak zdefiniowanego parametru uszkodzenia jest jednak to, że nie daje się on zmierzyć żadną ze znanych obecnie metod w okresie poprzedzającym uformowanie się pęknięcia dominującego w badanym materiale.

Eksperymentalne zbadanie zmian miary uszkodzenia materiału w trakcie eksploatacji konstrukcji lub badań laboratoryjnych jest jednak warunkiem niezbędnym w przypadku przewidywania trwałości zmęczeniowej oraz oceny stopnia ryzyka związanego z dalszą, bezpieczną eksploatacją konstrukcji. W związku z tym nadal trwają poszukiwania mierzalnej wielkości reprezentującej zniszczenie zmęczeniowe materiałów konstrukcyjnych.

Badania rozwoju uszkodzeń materiałów były od samego początku związane z poszukiwaniem odpowiedniej miary uszkodzenia. W badaniach doświadczalnych stosowano różne metody bezpośrednie i pośrednie wykorzystujące metody optyczne, obserwacje zmian pola elektrycznego, magnetycznego, temperatury lub właściwości mechanicznych (np. modułu sprężystości, gęstości). Część metod mechanicznych jest przedstawiona i porównana w monografii Lemaitre [27], a przegląd różnych miar uszkodzenia opisanych w literaturze naukowej podali Yang i Fatemi [35]. Zestawienie stosowanych dotychczas miar uszkodzenia zmęczeniowego z podziałem na metody obserwacji powierzchniowych, zmian odpowiedzi mechanicznej, wielkości fizycznych i metalograficznych także zawarto w pracy [35]. Metody te nie mają uniwersalnego charakteru i są dobierane w zależności od badanego okresu rozwoju uszkodzeń. Inne techniki pomiarowe wykorzystuje się do obserwacji propagacji pojedynczej szczeliny, a inne do oceny stopnia uszkodzeń struktury materiału.

Przebieg stosowanych w literaturze naukowej miar uszkodzenia struktury materiału pod wpływem obciążeń cyklicznych przedstawione przez Yanga i Fatemi [35] pokazuje istotność problemu i jednocześnie różnorodność poszukiwań miary przydatnej nie tylko w badaniach naukowych, ale przede wszystkim w praktyce inżynierskiej. Część z tych miar ma

bezpośredni związek z metodami defektoskopii i jest dostosowana głównie do wykrywania pustek i pęknięć (metody powierzchniowe, część metod fizycznych, jak na przykład techniki ultradźwiękowe). Wśród metod najbardziej rozpowszechnionych w zastosowaniach inżynierskich można wymienić metody emisji akustycznej, czy analizy drgań, metody magnetyczne, metody elektryczne, w tym tak efektywną, jak na przykład metoda prądów wirowych, metody termografii, różne odmiany metod radiologicznych i ultradźwiękowych oraz różne metody optyczne, zarówno do bezpośredniej obserwacji pęknięć oraz wad, jak i wizualizacji pól składowych odkształcenia na powierzchniach badanych elementów. Każda z tych metod ma inny zakres zastosowań i dotyczy różnych zakresów procesu uszkodzenia i zniszczenia oraz innych schematów obciążania, a tym samym innych mechanizmów generacji uszkodzeń. Sposoby te zaliczyć należy do metod pośrednich, w których ocenia się wpływ uszkodzeń struktury materiału na jego właściwości w określonym zakresie. Miary te umożliwiają co najwyżej względną ocenę zmian generowanych obciążeniami cyklicznymi i nie pozwalają na ocenę stanu uszkodzeń struktury materiału elementu konstrukcyjnego po określonym czasie eksploatacji.

Dobrze określona miara uszkodzenia struktury materiału wywołanego cyklicznymi obciążeniami eksploatacyjnymi ma kluczowe znaczenie dla monitorowania tego procesu w badaniach laboratoryjnych i w warunkach eksploatacyjnych oraz umożliwia dostatecznie wczesne wykrywanie niebezpiecznych stanów degradacji materiału. Właściwa, a przede wszystkim mierzalna miara uszkodzenia umożliwi obserwację zachowania się materiałów konstrukcyjnych pod wpływem obciążeń cyklicznych, dzięki czemu możliwe będzie doskonalenie przewidywania trwałości zmęczeniowej i zwiększenie bezpieczeństwa eksploatacyjnego. Dotychczasowe wyniki pracowników Zakładu Mechaniki Doświadczalnej w IPPT PAN, które opublikowano już w kilku renomowanych czasopismach o zasięgu międzynarodowym [30-31, 36, 37, 38, 39, 40] potwierdzają poprawność przyjętej metodyki badań procesu uszkodzenia struktury materiału pod wpływem obciążeń eksploatacyjnych, dotyczącej śledzenia zmian parametrów odpowiedzialnych za cykliczną plastyczność oraz ratcheting.

Wyznaczenie nowej charakterystyki materiałów uwzględniającej rozwój uszkodzenia ich wyjściowej struktury umożliwi pełniejszą, w stosunku do klasycznej krzywej Wöhlera, ocenę zmęczeniowych właściwości materiałów definiujących czas trwania poszczególnych etapów procesu uszkodzenia i ewolucję tego procesu.

Współczesne, stosowane teorie fenomenologiczne opisu procesu uszkodzenia zmęczeniowego można podzielić na koncepcje:

1. opisujące krzywą przebiegu uszkodzenia,
2. uwzględniające modyfikację wykresu Wöhlera,
3. korzystające z osiągnięć mechaniki pęknięcia.

Najbardziej użyteczną z punktu widzenia konstruktorów i służb odpowiedzialnych za bezpieczeństwo konstrukcji jest teoria oparta na koncepcji krzywej uszkodzenia (ang. Damage Curve Approach – DCA). Przedstawia ona zmiany parametru zniszczenia D jako funkcje numeru cyklu obciążenia. Często zamiast numeru cyklu obciążenia na osi rzędnych umieszcza się iloraz liczby cykli wykonanych przy danej amplitudzie obciążenia do liczby cykli powodujących zniszczenie materiału przy tej amplitudzie. Koncepcja krzywej przebiegu zniszczenia może być bezpiecznie stosowana w praktyce inżynierskiej tylko wtedy, gdy parametr D będzie wielkością mierzalną.

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

Zachowanie pierwszej grupy metali pod wpływem obciążeń cyklicznych jest opisane cykliczną plastycznością, generowaną ruchem dyslokacji na poziomie lokalnych ziaren i lokalnymi pasmami poślizgów. W tym przypadku wskaźnikiem uszkodzenia jest amplituda

odkształcenia niesprężystego, charakteryzująca szerokość pętli histerezy przy całkowitym ociążeniu, wzór (21), rys. 16.

$$\varepsilon_a^{in} = \frac{\varepsilon_{\max}(F=0) - \varepsilon_{\min}(F=0)}{2}. \quad (21)$$

Miarę uszkodzenia można przy jego pomocy zdefiniować następującym związkiem:

$$\varphi_N(\varepsilon_a^{in}) = \sum_1^N \varepsilon_a^{in}, \quad (22)$$

i stąd parametr uszkodzenia przyjmujący wartości z zakresu $\langle 0;1 \rangle$ można wyrazić w postaci:

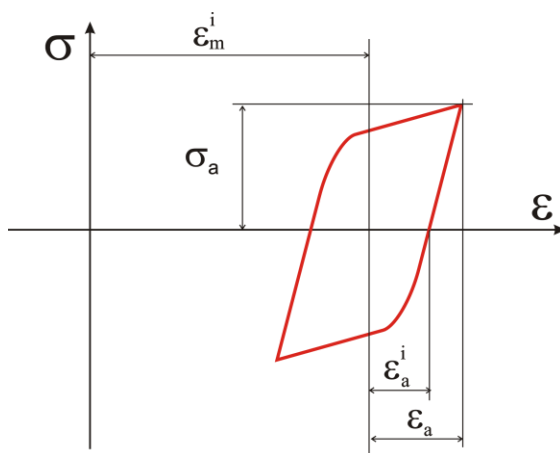
$$D = \frac{\varphi_N - (\varphi_N)_{\min}}{(\varphi_N)_{\max} - (\varphi_N)_{\min}} \quad (23)$$

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.

Zachowanie drugiej grupy metali pod wpływem obciążeń cyklicznych jest opisane przez 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 ociążeniu, wzór (24), rys. 16.

$$\varepsilon_m^{in} = \frac{\varepsilon_{\max}(F=0) + \varepsilon_{\min}(F=0)}{2}. \quad (24)$$



Rys. 16. Ilustracja odkształceniowych wskaźników uszkodzenia podczas procesu zmęczenia

Miarę uszkodzenia można przy jego pomocy zdefiniować następującym związkiem:

$$\varphi_N(\varepsilon_m^{in}) = \sum_1^N \varepsilon_m^{in}, \quad (25)$$

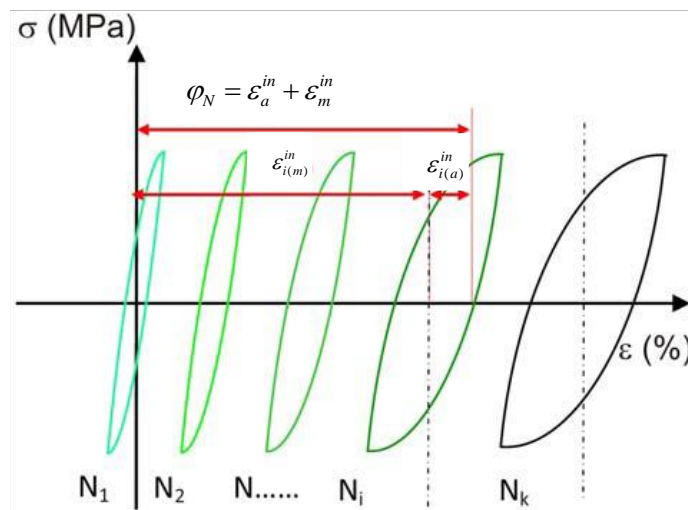
i stąd parametr uszkodzenia przyjmujący wartości z zakresu $\langle 0;1 \rangle$ można wyrazić w postaci wzoru o strukturze związku (23).

W obu przypadkach zmiany wartości odkształcenia mierzonych dla całej objętości pomiarowej próbki są sumą wartości lokalnych rozwijających się wokół defektów w postaci wtrąceń niemetalicznych i pustek dla pierwszej grupy materiałów lub rozwijających się poślizgów w poszczególnych ziarnach dla drugiej grupy materiałów. Ewolucja pętli histerezy w przypadku kombinacji mechanizmów rozwoju uszkodzenia dla obciążenia wywołującego wartości naprężenia poniżej granicy plastyczności przedstawiona jest schematycznie na rys. 17. 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. W takiej sytuacji wskaźniki uszkodzenia określić można ze wzorów (21) i (24), natomiast miarę uszkodzenia definiuje się następującym związkiem:

$$\varphi_N(\varepsilon_a^{in}, \varepsilon_m^{in}) = \sum_1^N \varepsilon_a^{in} + \sum_1^N \varepsilon_m^{in} \quad (26)$$

Definicja parametru uszkodzenia przyjmuje postać wzoru (23), w którym uwzględnia się miarę uszkodzenia określoną ze wzoru (26).

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 okresie jego trwania.



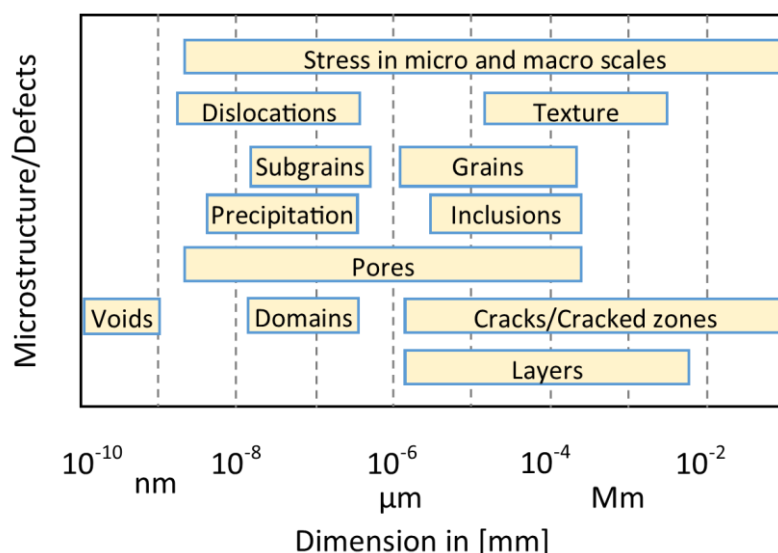
Rys. 17. Ilustracja pętli histerezy w przypadku kombinacji mechanizmów rozwoju uszkodzenia w postaci cyklicznej plastyczności i ratchetingu dla obciążenia wywołującego wartości naprężenia poniżej granicy plastyczności

W inżynierii materiałowej wykorzystuje się techniki mikroskopowe i badania nieniszczące do obserwacji zmian mikrostruktury i identyfikacji mechanizmów generacji uszkodzeń. Współczesne skaningowe mikroskopy elektronowe umożliwiają nie tylko obserwacje przy bardzo dużych powiększeniach, ale również są wyposażone w mikrosondy do lokalnej analizy

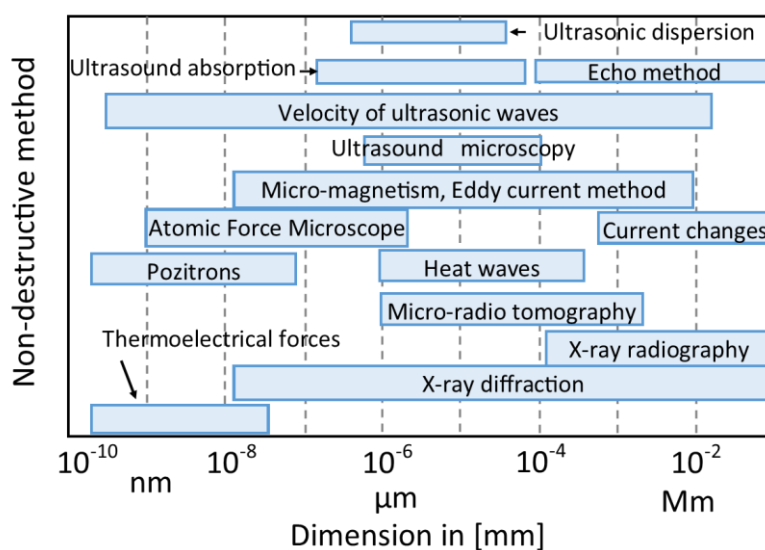
składu chemicznego (system EDX - Energy Dispersive X-Ray) i orientacji krystalograficznej (system EBSD - Electron Back Scatter Diffraction). W praktyce inżynierskiej znacznie wygodniejsze w stosowaniu są metody nieniszczące i z tego względu są częściej stosowane do okresowej oceny stanu degradacji materiału.

Uwzględnienie szczegółowych uwarunkowań i zakresów stosowania poszczególnych metod jednak znacznie ogranicza możliwości ich wykorzystania i stwarza poważne trudności doświadczalnej identyfikacji i analizy ewolucji uszkodzeń zmęczeniowych. Stwarza to konieczność ciągłego doskonalenia istniejących metod badań nieniszczących i poszukiwania nowych technik pomiarowych zdolnych do detekcji i ilościowej oceny uszkodzeń struktury powstałych wskutek rozwoju procesów powodujących zmęczenie materiału i degradację jego właściwości mechanicznych. Klasyfikacji najczęściej spotykanych rodzajów struktur i defektów oraz nieniszczących metod badawczych do ich identyfikacji dokonali Holler i Dobmann [41], rys. 18. Pomimo ponad 30 lat i burzliwego rozwoju nowych technik, w dalszym ciągu opracowanie wspomnianych badaczy nie uległo rewolucyjnym zmianom nie licząc oczywiście istotnego zwiększenia czułości i rozdzielczości technik nieniszczących.

(a)



(b)



Rys. 18. Rodzaje makro/mikro struktur i defektów (a); oraz techniki nieniszczące do ich identyfikacji [41]

Przedstawiony powyżej bardzo skrócony opis wybranych zjawisk zmęczeniowych nie oddaje oczywiście ogromnego bogactwa mechanizmów towarzyszących zmęczeniu materiału i należy go traktować jako wprowadzenie do omawianej tematyki. Należy w tym miejscu wyraźnie zaznaczyć, że mimo znacznego postępu badań doświadczalnych dotyczących zjawiska zmęczenia dotychczasowy stan wiedzy nie daje możliwości zarówno pełnego przedstawienia mechanizmów uszkodzenia przy obciążeniach cyklicznych, jak i określenia wpływu mikrostruktury na właściwości zmęczeniowe materiałów konstrukcyjnych. Niezależnie od tych faktów stan aktualnego rozpoznania zagadnień zmęczeniowych umożliwia skuteczniejsze teoretyczne modelowanie zjawisk zmęczeniowych.

5. WYBRANE PRZYKŁADY OCENY USZKODZENIA W BADANIACH ZMĘCZENIOWYCH UWZGLĘDNIAJĄCE NOWE PROPOZYCJE DEFINICJI PARAMETRU USZKODZENIA

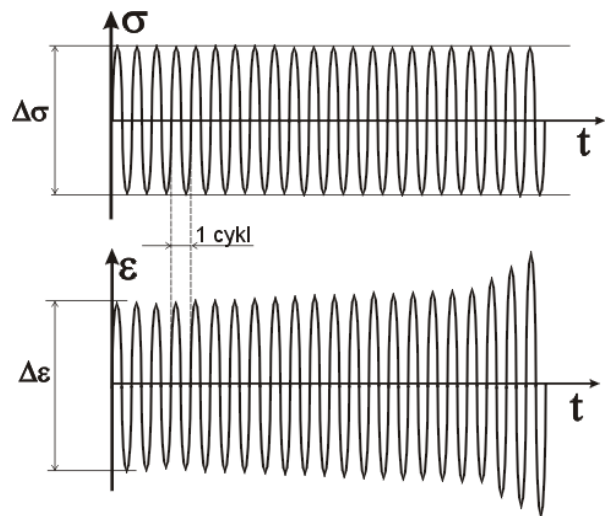
Jak już wcześniej wspomniano, na podstawie wykonanych badań [30, 31, 38] potwierdzono, że miarą uszkodzenia zmęczeniowego w badaniach niszczących próbek o określonym kształcie, wyciętych z badanego materiału, mogą być mierzalne parametry zmiany nieliniowej odpowiedzi materiału w kolejnych cyklach obciążenia o stałej amplitudzie naprężenia. Badania te nie tylko umożliwiają nowe i pełniejsze, w porównaniu do tradycyjnego wykresu Wöhlera, charakteryzowanie cech zmęczeniowych materiałów konstrukcyjnych, ale także dają podstawę usprawnienia metodologii oceny trwałości zmęczeniowej elementów konstrukcji.

5.1. Przykład 1 [39]

Wspomniany pomiar niesprężystych składowych odkształceń w kolejnych cyklach obciążania przeprowadzano dla stali P91 na małych próbkach klepsydrycznych o średnicy najmniejszego przekroju równej 4 mm, zamocowanych w specjalnie zaprojektowanym uchwycie zapewniającym osiowe przenoszenie obciążeń z maszyny wytrzymałościowej i umożliwiającym obciążanie przy symetrycznych cyklach rozciągania i ściskania. Mierzono zmianę średnicy próbki w trakcie cyklu obciążania o stałej amplitudzie naprężenia, a rejestracja tych zmian jako funkcji liczby cykli umożliwiła śledzenie rozwoju uszkodzeń. Pomiar zmian średnicy daje w rezultacie sumaryczną ocenę rozwoju uszkodzeń w całym, najmniejszym przekroju próbki. Sposób mocowania próbki, zmiany obciążeń i odpowiedzi materiału w odkształceniach przeliczonych ze mierzonych zmian średnicy przedstawiono na rys. 19a i rys. 19b. Schematyczny wykres naprężenia jako funkcji odkształcenia w cyklu początkowym i cyklu n-tym z zaznaczonymi wartościami mierzonych wielkości w tym cyklu pokazano już wcześniej na rys. 17. Natomiast na rys. 20 przedstawiono pętle histerezy stali w dwóch różnych stanach: stanie dostawy oraz stanie po 80 000 godzin eksploatacji w temperaturze 540°C oraz ciśnieniu wewnętrznym wynoszącym 8.4 MPa. Na podstawie tych pętli zmierzone wartości poszukiwanych wielkości przedstawione jako funkcje bieżącej liczby cykli układają się dla wielu materiałów wyraźnie wzdłuż linii charakterystycznych dla trzech zakresów żywotności próbki, zakresu bez istotnych przyrostów odkształcenia, zakresu stabilnego wzrostu odkształcenia i krótkiego zakresu gwałtownego wzrostu odkształcenia bezpośrednio poprzedzającego zniszczenie próbki, rys. 21. Wyniki przedstawione na rys. 21 dotyczą stali P91 w stanie dostawy oraz po eksploatacji przez 80 000 godzin, która jest stosowana w systemach instalacji ciśnieniowych pracujących w podwyższonej temperaturze.

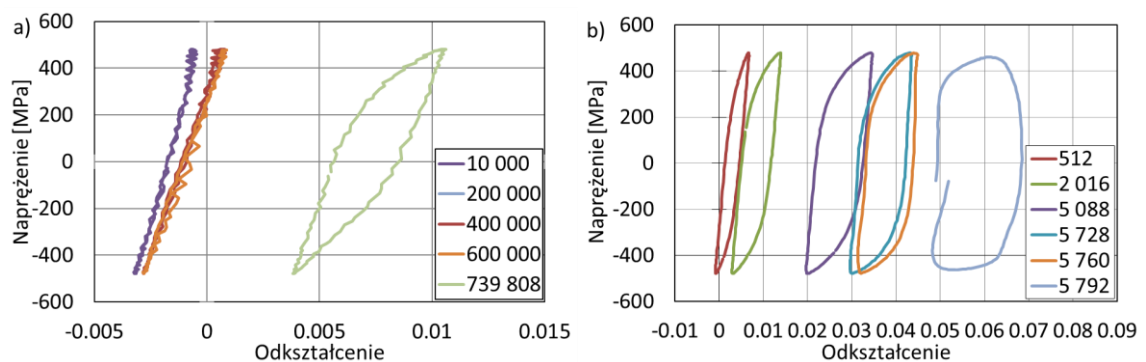
Badania [39] wykonano dla wartości amplitudy naprężenia ± 480 MPa, przy czym dla badanego materiału w stanie dostawy granica plastyczności wynosiła 661 MPa, natomiast dla tego samego materiału po eksploatacji przez 80 000 godzin - 497 MPa. Na otrzymanych wykresach można wyróżnić trzy obszary o różnej prędkości procesu zniszczenia zmęczeniowego:

- obszar sprężystej deformacji materiału bez uszkodzeń – brak mikropęknięć, stała szerokość pętli histerezy,
- obszar inicjacji i stabilnego wzrostu mikropęknięć – w materiale następuje inicjacja wielu mikropęknięć oraz ich stabilny wzrost (wartość miary odkształcenia niesprężystego rośnie z umiarkowaną prędkością),
- obszar propagacji dominującego pęknięcia zmęczeniowego – po połączeniu się kilku mikropęknięć i utworzeniu dominującego pęknięcia zmęczeniowego następuje propagacja tego pęknięcia w materiale próbki (prędkość przyrostu miary odkształcenia niesprężystego wzrasta gwałtownie).



Rys. 19a. Fotografia próbki, sposobu zamocowania i miejsca pomiaru zmiany średnicy

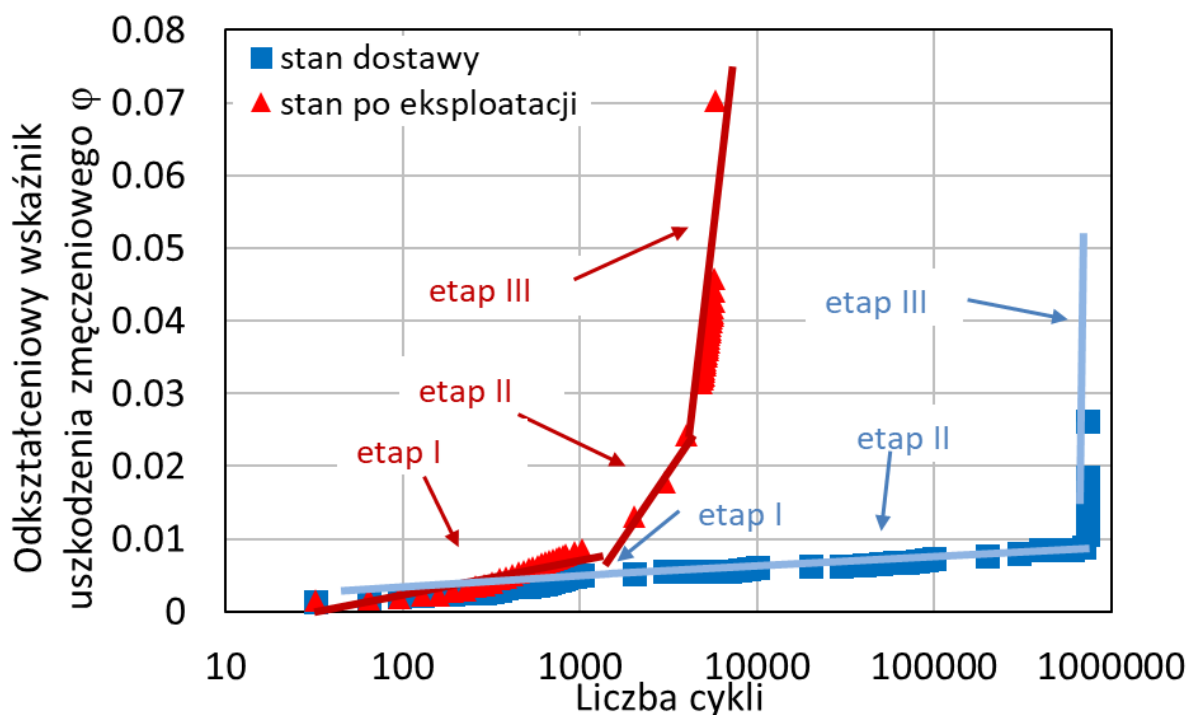
Rys. 19b. Schemat zmiany obciążeń cyklicznych o stałej amplitudzie naprężenia i odpowiedź odkształceniowa materiału przeliczona ze zmiany średnicy



Rys. 20. Pętle histerezy w wybranych cyklach dla materiału poddanego obciążeniu przy amplitudzie naprężenia ± 480 MPa dla: (a) stali w stanie dostawy; (b) stali po eksploatacji

Na podstawie analizy danych przedstawionych w opisany powyżej sposób, można określić, jaka część czasu eksploatacji konstrukcji przypada na poszczególne etapy procesu rozwoju

uszkodzenia zmęczeniowego. Dla badanych stanów stali P91 [39] zarodkowanie mikropęknięć następowało po około od 2% do 5% czasu cyklowania. Natomiast utworzenie dominującej szczeliny zmęczeniowej następowało po około 85% czasu eksploatacji (dlatego jej wykrywanie jest zazwyczaj możliwe dopiero w końcowej fazie procesu uszkodzenia konstrukcji). Możliwość wczesnego wykrywania uszkodzenia zmęczeniowego w oparciu o pomiary mierzalnych niesprężystych parametrów odkształceniowych umożliwia radykalne zwiększenie marginesu bezpieczeństwa w trakcie eksploatacji konstrukcji, jako że monitorowanie postępów uszkodzenia jest możliwe już po około 2% czasu eksploatacji.



Rys. 21. Zmiany miary uszkodzenia (wzór 26) obliczone z pomiarów amplitudy odkształcenia niesprężystego oraz poziomu średniego odkształcenia niesprężystego stali P91 poddanej zmęczeniu przy amplitudzie naprężenia ± 480 MPa w funkcji numeru cyklu obciążenia zmęczeniowego

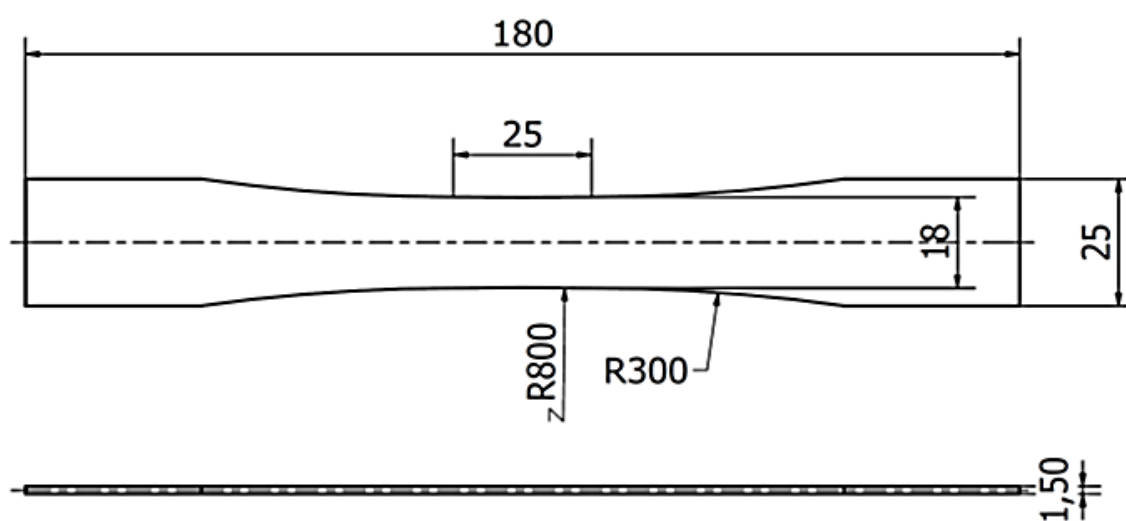
Zaletą przedstawionego sposobu badań procesu uszkodzenia jest możliwość śledzenia różnych faz powstawania i rozwoju uszkodzeń naturalnych, a nie tylko sztucznie inicjowanych. Dane doświadczalne umożliwiają określenie zależności aproksymujących rozwój uszkodzenia w poszczególnych jego fazach, jak i granice poszczególnych obszarów. Technika ta jest spójna z innymi sposobami oceny właściwości wytrzymałościowych materiałów, dając wartości graniczne zgodne z danymi wykresu Wöhlera, czy wytrzymałości doraźnej wyznaczonej z krzywej jednoosiowego rozciągania.

Omawiana technika pomiaru stwarza możliwość rozszerzenia badań na inne, złożone stany naprężenia i ocenę wpływu parametrów obciążenia na zmianę charakterystyki zmęczeniowej materiału. Podstawową zaletą przyjętego sposobu analizowania rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego w badaniach laboratoryjnych jest możliwość precyzyjnej oceny i kalibracji nieniszczących metod monitorowania rozwoju procesu zmęczenia w elementach konstrukcyjnych w trakcie ich eksploatacji.

5.2. Przykład 2 [40]

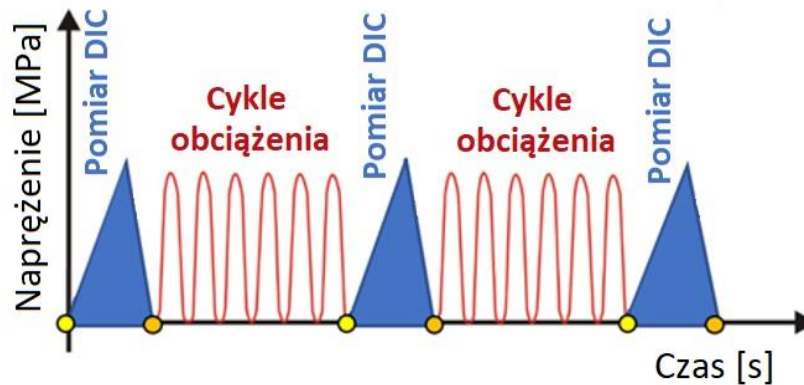
Celem drugiego przykładu badań zmęczeniowych była identyfikacja możliwości wsparcia niszczącej techniki oceny stopnia uszkodzenia przez cyfrową korelację obrazów (Digital Image Correlation – DIC) podczas monitorowania rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych w stali P91. Badania zmęczeniowe przeprowadzono na próbkach płaskich wycinanych drutem z blachy. Testowano stal w stanie dostawy po wyżarzaniu normalizacyjnym w temperaturze 1050°C przez 2 godziny z chłodzeniem w oleju i po odpuszczaniu w temperaturze 750°C przez 2 godziny oraz chłodzeniu na powietrzu. Analizę składu chemicznego przeprowadzono za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego J0L6360 LA, a mikrostrukturę obserwowano za pomocą mikroskopu świetlnego (OLYMPUS PMG3).

Program badań zmęczeniowych prowadzono na próbkach płaskich, rys. 22, z użyciem maszyny wytrzymałościowej MTS 858 o zakresie siły osiowej +/- 25 kN i momencie obrotowym +/- 200 Nm, sterowanej przez kontroler TestStar II przy pomocy oprogramowania TestWare-SX v. 4.0D oraz 790.20 Fatigue Test Application.



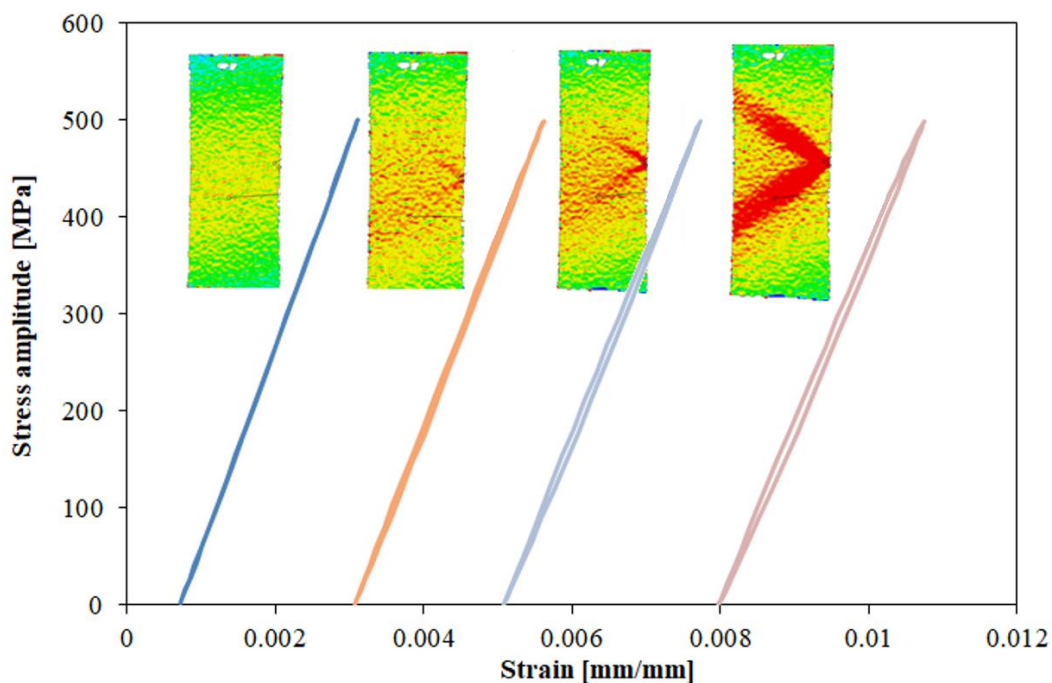
Rys. 22. Geometria próbek

Próby zmęczeniowe były kontrolowane siłą przy zerowym poziomie średnim, stałej amplitudzie naprężenia i częstotliwości cyklowania 20 Hz. Testy realizowano w zakresie wartości amplitudy naprężenia od 400 MPa do 640 MPa. Zakres obciążeń zmęczeniowych ustalono na podstawie wartości granicy plastyczności $R_{0,2}$ wyznaczonej z jednoosiowej próby rozciągania. Rozwój zmęczenia był monitorowany przez system Dantec Dynamics Q100 ESPI oraz DIC Aramis 12M wyposażony w obiektywy o łącznej ogniskowej 75 mm i ustawieniach kalibracyjnych odpowiednich dla obszaru pomiarowego równego 170x156 mm. Kalibracja została przeprowadzona przed testem przy użyciu certyfikowanej płytki kalibracyjnej GOM. Program cyklicznego obciążania realizowanego w obecności systemu DIC przedstawiono na rys. 23. Oprogramowanie systemu Aramis ustawiono na automatyczne zbieranie obrazów DIC z częstotliwością co 1000 cykli. Program eksperymentalny przewidywał pomiary przemieszczenia na początku testu i po wskazanej już, określonej liczbie cykli. Badania zmęczeniowe przeprowadzono dla wartości amplitudy naprężenia 500 MPa, 600 MPa, 630 MPa i 640 MPa.

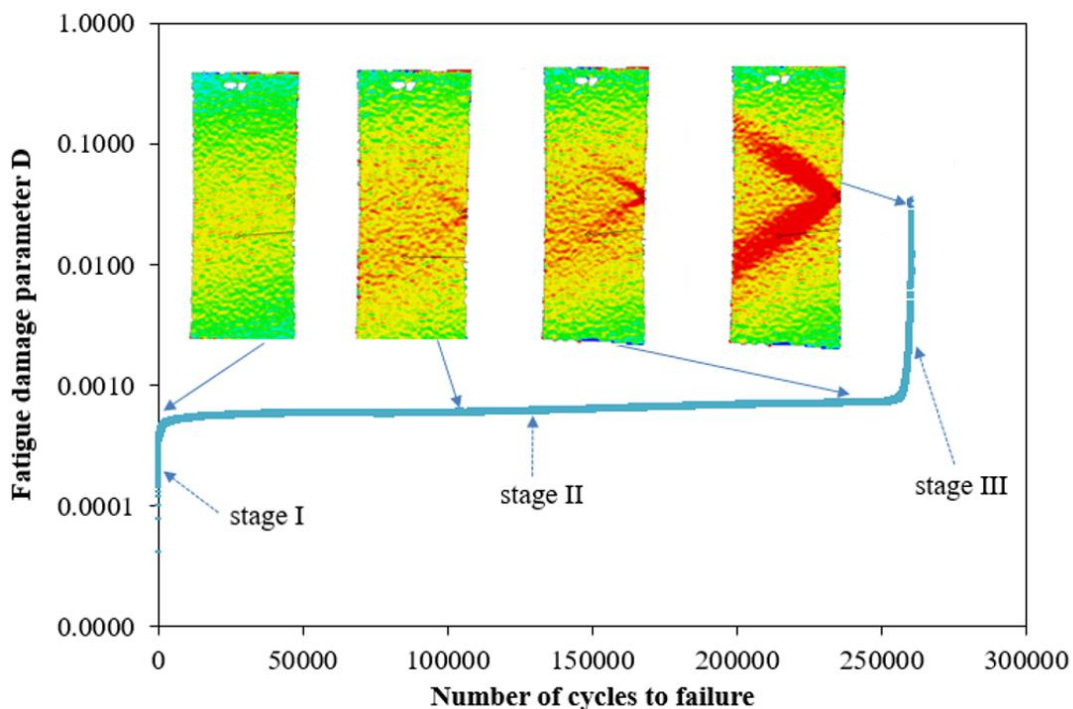


Rys. 23. Program obciążenia podczas badań zmęczeniowych wspomaganych techniką cyfrowej korelacji

Wyniki zilustrowane są na dwóch rysunkach, rys. 24 i 25. Pierwszy z nich przedstawia ewolucję pętli histerezy skorelowaną z kolejnymi mapami rozkładu odkształcenia po realizacji następującej liczby cykli: 1; 100 000; 250 000; oraz 301 251 dla amplitudy naprężenia 500 MPa. Z kolei rys. 25 przedstawia próbę skorelowania pomiarów DIC z ewolucją parametru uszkodzenia zmęczeniowego D opracowanego dla takich samych etapów procesu zmęczeniowego, tj. liczby cykli: 1; 100 000; 250 000; oraz 301 251. Badania pokazały, że akumulacja odkształcenia następowała w części środkowej bazy pomiarowej próbki już na wczesnym etapie zaawansowania procesu. Dzięki systemowi cyfrowej korelacji dalszy rozwój uszkodzenia w postaci lokalizacji obszaru potencjalnego pęknięcia próbki został zidentyfikowany na bardzo wczesnym etapie, a w kolejnych fazach był już tylko potwierdzany bardzo widocznym, klasycznym pojawianiem się pasm poślizgu jednoznacznie wskazujących potencjalne miejsce dekohezji materiału.



Rys. 24. Ewolucja pętli histerezy podczas zmęczenia przy obciążeniu z amplitudą naprężenia 500 MPa skorelowana z mapami odkształcenia metody DIC otrzymanymi po 1, 100 000, 250 000 oraz 301 251 cyklach



Rys. 25. Ewolucja parametru uszkodzenia zmęczeniowego z testu przy obciążeniu z amplitudą naprężenia 500 MPa skorelowana z mapami odkształcenia metody DIC otrzymanymi po 1, 100 000, 250 000 oraz 301 251 cyklach

Uzyskane wyniki pokazały, że metoda cyfrowej korelacji obrazów razem z metodą opartą na określaniu mierzalnych parametrów odkształceniowych, pozwala wyeksponować dynamikę procesu degradacji już w pierwszym etapie zmęczenia do osiągnięcia 1000 cykli, a tym samym stanowi bardziej efektywne niż konwencjonalne podejście oparte na krzywej S-N. Korelacja obu metod może być skutecznie wykorzystywana do wykrywania inicjacji pęknięć zmęczeniowych i wywierać wpływ na rozwój złożonych modeli fizycznych dotyczących inicjacji pęknięć zmęczeniowych. Zastosowana metodologia identyfikacji pęknięć w materiałach może być z powodzeniem wykorzystywana jako alternatywne podejście w stosunku do dobrze znanych metod badań nieniszczących identyfikujących wzrost pęknięć, takich jak techniki: ultradźwiękowe, magnetyczne, emisji akustycznej i wiele innych.

6. PODSUMOWANIE

Badania zmęczeniowe i pełzania ze względu na bogactwo stale pojawiających się nowych zagadnień i dużą ich złożoność są bez wątpienia dziedziną wymagającą integracji środowiska mechaniki, inżynierii materiałowej i specjalistów z zakresu różnych technik nieniszczących, w tym specjalistów zajmujących się optycznymi metodami polowych pomiarów składowych odkształcenia. W zakresie tej tematyki znajdują się ciągle obszary wiedzy nie do końca rozpoznane, szczególnie w odniesieniu do pojawiających się nowych materiałów, jak na przykład różnego rodzaju kompozytów o matrycy metalowej lub ceramicznej, czy też materiałów gradientowych, stopów z pamięcią kształtu i wielu innych oraz ciągle jeszcze otwartą sprawą definicji miary uszkodzenia. Zwłaszcza problematyka związana z rozwojem uszkodzeń zmęczeniowych i degradacji właściwości mechanicznych pod wpływem obciążeń eksploatacyjnych wywołujących pełzanie, szoki termiczne jest szczególnie istotna zarówno z poznawczego, jak i inżynierskiego punktu widzenia.

LITERATURA

- [1] Ashby M.F., "A first report on deformation mechanism maps", *Acta Met.*, 20, 887 1972.
- [2] Ashby M.F., Frost H.J., "Deformation mechanism maps", Pergamon Press, 1982.
- [3] Ashby M.F., Dyson B.F., Creep damage mechanics and micromechanisms, *ICF Advances in Fracture Research*, Ed. S.R. Valluri et al, Pergamon Press, 3-30, 1984.
- [4] Weertman J., Dislocation climb theory of steady-state creep, *ASM Trans.*, 61, 681, 1968.
- [5] Weertman J., "Theory of steady-state creep based on dislocation climb", *J. Appl. Phys.*, 21, 1213, 1955.
- [6] Nabarro F.R.N., "Deformation of crystals by the motion of single ions", *Strength of Solids*, The Phys. Soc., London, 75, 1948.
- [7] Herring C., Diffusional viscosity of polycrystalline solids, *J. Appl. Phys.*, 21, 437, 1950.
- [8] Coble R.L., A model for boundary diffusion creep in polycrystalline materials, *J. Appl. Phys.*, 34, 1679, 1963.
- [9] Kachanov L.M., *The theory of creep* (English translation edited by Kennedy A.J.), National Lending Library, Boston Spa, 1958.
- [10] Rabotnov Y.N., *Creep problems in structural members*, North Holland Publishing Company, Amsterdam, 1969.
- [11] Lin J., Damage mechanisms, models and calibration techniques, *Mat. Konf. z Seminarium Szkoleniowego pt. „Badania mechanicznych właściwości materiałów i konstrukcji”*, Zakopane, 10-13 grudnia 2003, 123–143.
- [12] Li Z.H., Bilby B.A., Howard I.C., A study of the internal parameters of ductile damage theory, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 17(9), 1075-1087, 1994.
- [13] Boyer J.C., Vidalsalle E., Staub C., A shear stress dependent ductile damage model, *J. Mater. Process. Tech.*, 121, 87-93, 2002.
- [14] Lin J., Cheong B.H., Yao X., Universal multi-objective function for optimizing superplastic damage constitutive equation, *J. Mater. Proc. Tech.*, 125-126, 199-205, 2002
- [15] Othman A.M., Hayhurst D.R., Dyson B.F., Skeletal point stresses in circumferentially notched tension bars undergoing tertiary creep modelled with physically based constitutive equations, *Proc. R. Soc. Lond. A*, 441, 343-358, 1993.
- [16] Dyson B.F., Creep and fracture of metals: mechanisms and mechanics, *Rev. Phys. Appl.*, 23, 605-613, 1988.
- [17] Dyson B.F., McLean D., Creep of nimonic 80A in torsion and tension, *Met. Sci.*, 11, 37-45, 1977.
- [18] Dyson B.F., Physically-based models of metal creep for use in engineering design, in *Modelling of Materials Behaviour and Design* (Ed., J.D. Embury and A.W. Thomson), The Materials, Metals and Materials Society, 59-75, 1990
- [19] Dyson B.F., Verma A.K., Szkopiak Z.C., The influence of stress state on creep resistance: experiments and modelling, *Acta Met.*, 29, 1573-1580, 1981.
- [20] Ashby M.F., Gandhi C., Taplin D.M.R., Fracture-mechanism maps and their construction for f.c.c. metals and alloys, *Acta Metall.*, 27, 699-729, 1979.
- [21] *ASTM Handbook Vol. 19, Fatigue and Fracture*, ASM International 1996.
- [22] Coffin L.F., Jr, A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal, *Trans. ASME*, 1954, 76.
- [23] Jakowluk A., *Procesy Pełzania i Zmęczenia w Materiałach*, WNT, Warszawa 1993.
- [24] Kocańda S., *Zmęczeniowe Pęknięcie Metali*, WNT, Warszawa 1985.
- [25] Kowalewski Z.L., *Współczesne Badania Wytrzymałościowe – Kierunki i Perspektywy Rozwoju*, Biuro Gamma, Warszawa 2008.

- [26] Kowalewski Z.L., Zjawisko Pełzania Metali – Eksperyment i Modelowanie, Wydawnictwo IPPT PAN, Warszawa, 2005.
- [27] Lemaitre J., A Course on Damage Mechanics, Springer-Verlag, Berlin 1996.
- [28] Manson S.S., Behavior of Materials under Conditions of Thermal Stress, NASA TN-2933, 1953.
- [29] Morrow J.D., Internal Friction, Damping and Cyclic Plasticity: Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals,. ASTM STP, 1965, 378.
- [30] Socha G., Nowa Metoda Pomiaru Zniszczenia Zmęczeniowego Materiałów Konstrukcyjnych, Dozór Techniczny, 2002, 6..
- [31] Socha G., Experimental Investigations of Fatigue Cracks Nucleation, Growth and Coalescence in Structural Steel, International Journal of Fatigue, 2003, 25/2.
- [32] Szala J., Hipotezy Sumowania Uszkodzeń Zmęczeniowych, Wydawnictwa Uczelniane ATR, Bydgoszcz 1998.
- [33] Szczepiński W. (Ed.), Experimental Methods in Mechanics of Solids, PWN, Elsevier, Warszawa, Amsterdam, Oxford, New York, Tokyo, 1990.
- [34] Murakami S., Ohno E.T., A continuum theory of creep and creep damage. Creep in Structures 1980, 1981.
- [35] Yang L., Fatemi A., Cumulative Fatigue Damage Mechanisms and Quantifying Parameters: A Literature Review, J. Testing and Evaluation, 1998, 26.
- [36] Szymczak T., Kowalewski Z.L., Dietrich L., Experimental Analysis of Creep and Fatigue of Light Multifunctional Aluminium Alloys, Materials Research Innovations, 2010, 6.
- [37] Rutecka A., Kowalewski Z.L., Pietrzak K., Dietrich L., Rehm W., Creep and Low Cycle Fatigue Investigations of Light Aluminium Alloys for Engine Cylinder Heads, Strain International Journal of Experimental Mechanics, 2011.
- [38] Kukla D., Kowalewski Z.L., Grzywina P., Kubiak K., Assessment of fatigue damage development in P91 power engineering steel by local strain analysis, Kovove Mater, 52 (2014) 269-277, ISSN: 0023-432X,
- [39] 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, Int. J. Pres. Ves., 189 (2021) 104282-1-16, DOI: 10.1016/j.ijpvp.2020.104282
- [40] 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
- [41] Holler P., Dobmann G., NDT-Techniques for monitoring material degradation, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 142, 1989, 105-118