

Prof. dr hab. inż. Lech Dietrich
Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN
ul. Świętokrzyska 21
00-049 Warszawa
ldietr@ippt.gov.pl

Proces i parametry uszkodzeń materiałów konstrukcyjnych

1. Generacja i rozwój uszkodzeń materiałów

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 łączenia się w pęknięcia 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 uszkodzeń jest różnie postrzegany przez specjalistów z zakresu inżynierii materiałowej, mechaniki ciał odkształcalnych czy eksploatacji maszyn i urządzeń przemysłowych. Poszczególne zakresy procesu uszkodzeń są rozpatrywane w różnych gałęziach mechaniki. Okres pierwszy i obserwację zmian strukturalnych stanowią domenę inżynierii materiałowej, zmęczenie nisko i wysoko-cyklowe to odrębne grupy problemów okresu stabilnego wzrostu i propagacji pęknięcia, natomiast mechanika pęknięcia dotyczy trzeciego okresu procesu uszkodzeń.

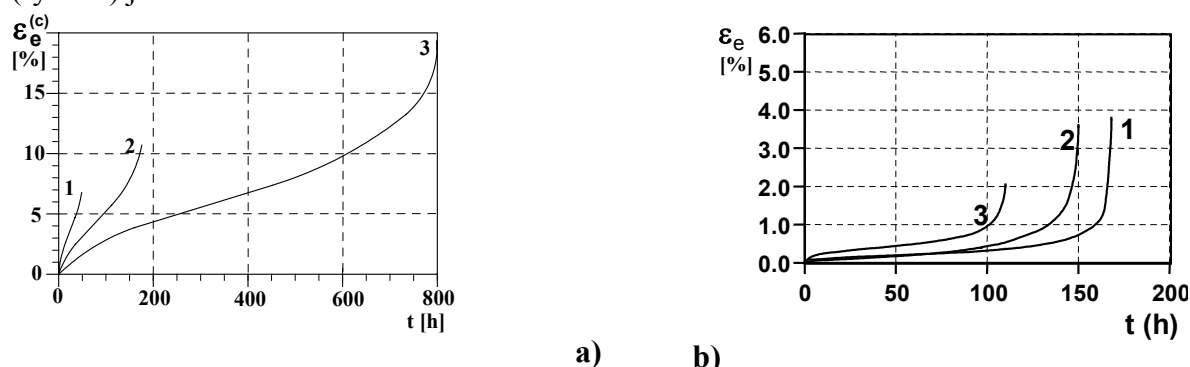
Rozwój uszkodzeń jest z oczywistych względów jednym z najważniejszych czynników projektowania elementów maszyn i konstrukcji. Rozwój uszkodzeń materiałów konstrukcyjnych obserwuje się przy wszystkich rodzajach obciążeń eksploatacyjnych, przy obciążeniach monotonicznie rosnących, cyklicznie zmiennych prowadzących do zmęczenia materiału czy też obciążeń stałych wywołujących pełzanie.

Jednym z ważniejszych z technicznego punktu widzenia procesu rozwoju uszkodzeń jest pełzanie materiałów konstrukcyjnych pod wpływem stałych, ale długotrwanie 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. Rozwój maszyn parowych i instalacji energetycznych, nieodłącznie związany z katastroficznymi zniszczeniami zbiorników ciśnieniowych pracujących w wysokich temperaturach doprowadził do powstania specjalnych laboratoriów badań pełzania materiałów konstrukcyjnych. Ciągły wzrost ciśnień i temperatur czynnika roboczego urządzeń energetycznych i doskonalenie materiałów konstrukcyjnych stosowanych w tych ekstremalnych warunkach pracy są główną motywacją znaczenia i rozwoju badań doświadczalnych procesu pełzania.

Proces pełzania prowadzi do zniszczenia materiału, ale jego przebieg można podzielić na trzy etapy. Pierwszy z nich charakteryzuje się malejącą prędkością odkształceń w czasie. Etap drugi przebiega przy stałej prędkości odkształceń, a w trzecim etapie jest rosnąca prędkość odkształceń, aż do zniszczenia materiału. Bezpieczny zakres pracy urządzeń i instalacji energetycznych narażonych na pełzanie ograniczony jest do drugiego etapu pełzania. Wyznaczenie bezpiecznego zakresu pracy przy pełzaniu w określonych warunkach eksploatacyjnych jest podstawowym zadaniem badań doświadczalnych pełzania materiałów konstrukcyjnych. Większość badań pełzania prowadzona jest przy jednoosiowym stanie naprężenia. Badania przy innych stanach naprężenia, w tym w złożonych stanach naprężenia są wykonywane znacznie rzadziej, mimo że są to badania niezbędne do prawidłowego opisanego zachowania się materiału w warunkach pełzania i do wyznaczenia rodzaju i

parametrów modelu teoretycznego niezbędnego do obliczeń wytrzymałościowych i projektowania inżynierskiego elementów konstrukcyjnych pracujących w podwyższonych temperaturach i przy obciążeniach wywołujących pełzanie.

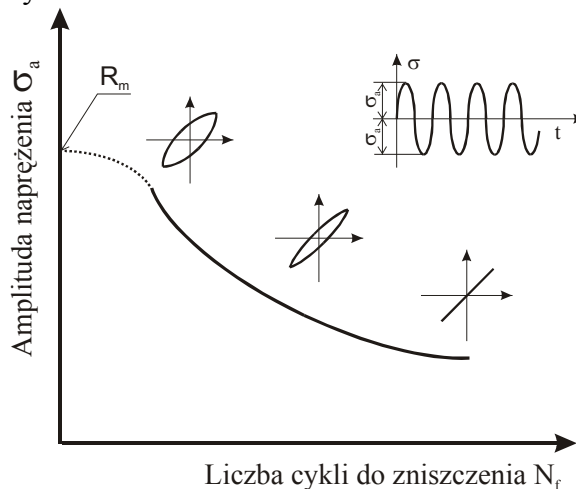
Badania w złożonych stanach naprężenia mają podstawowe znaczenie dla rozwoju teoretycznych opisów pełzania, ale nie mogą być pominięte w zagadnieniach inżynierskich. Badania pełzania w złożonych stanach naprężenia są znacznie trudniejsze od powszechnie wykonywanych badań w jednoosiowych stanach naprężenia. Ogólny wniosek wynikający z badań dotychczasowych wskazuje na znacznie silniejszy wpływ stanu naprężenia na pełzanie materiału w porównaniu do plastyczności. Wpływ ten przejawia się zależnością odkształceń i prędkości pełzania oraz czasu trwania poszczególnych okresów pełzania od stanu naprężenia. Wpływ ten jest zawsze wyraźny, ale w zależności od rodzaju materiału może przybierać różne formy. Porównanie kształtu i położenia krzywych pełzania miedzi i stopu aluminium (rys. 1 [1, 2]) wskazuje na różną wrażliwość materiałów konstrukcyjnych na złożony stan naprężenia. Kolejność krzywych pełzania dla miedzi (rys. 1a) i dla stopu aluminium (rys. 1b) jest inna.



Rys. 1 Krzywe pełzania dla miedzi w temperaturze 523K przy ekwiwalentnym naprężeniu 75 Mpa(a), oraz dla stopu aluminium w temperaturze 423K przy ekwiwalentnym naprężeniu 320 Mpa (b), ale przy trzech różnych stanach naprężenia, przy rozciąganiu (1), skręcaniu (3) i rozciąganiu ze skręcaniem (2).

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 Wölhera w 1860 roku. Problemy zniszczenia i zmęczenia metali stanowią od lat podstawowy problem współczesnej techniki, jest to jedna z gałęzi mechaniki doświadczalnej bezpośrednio związana z zastosowaniami inżynierskimi i rozwijana intensywnie na całym świecie.

Zachowanie się materiałów przy obciążeniach cyklicznych ma zasadnicze znaczenie przy kwalifikacji przydatności materiału do określonych konstrukcji inżynierskich, a zwłaszcza w przemyśle maszynowym, gdzie obciążenia eksploatacyjne mają zawsze charakter cykliczny. Jeszcze do niedawna obciążenia cykliczne były utożsamiane wyłącznie ze zmęczeniem metali, a obciążenia monotoniczne były kojarzone z plastycznością, w której rozpatrywano, co najwyżej jeden cykl obciążenia i odciążenia. Były to dwie różne dziedziny wiedzy inżynierskiej.



Rys. 2 Krzywa Wölhera (S-N) i zakres nisko i wysoko-cyklowego zmęczenia.

Stosowana wówczas technika doświadczalna ograniczała zakres badań do obciążeń jednoosiowych, a przy obciążeniach cyklicznych nie rejestrowano zmian naprężeń jako funkcji odkształceń w kolejnych cyklach obciążania ograniczając się jedynie do liczby cykli do zniszczenia próbki przy danej amplitudzie obciążenia, co umożliwiało wyznaczenie podstawowej charakterystyki zmęczenia materiału w postaci krzywej Wöhlera.

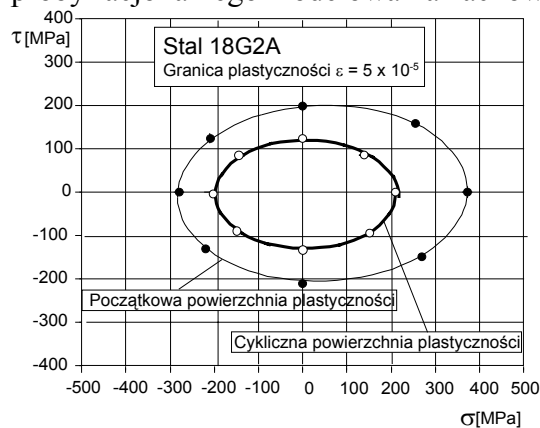
Pojęcie zmęczenia niskocyklowego pojawiło się stosunkowo niedawno i określa zachowania się materiałów przy obciążeniach cyklicznych w zakresie niewielkiej liczby cykli. Jest to faza przejściowa od obciążeń doraźnych do zakresu krzywej Wöhlera. Badania w zakresie niskocyklowego zmęczenia są już ściśle związane i w podobny sposób prowadzone jak badania wchodzące w zakres plastyczności cyklicznej. W obu tych dziedzinach analizuje się zmiany przebiegu krzywej naprężenia – odkształcenie jako funkcję liczby cykli obciążenia. Celem cyklicznej plastyczności jest określenie właściwości materiałów przy obciążeniach cyklicznych, a następnie modelowanie tych właściwości. Natomiast badania niskocyklowego zmęczenia mają na celu określenie trwałości zmęczeniowej w tym zakresie obciążeń.

Badania doświadczalne przy obciążeniach cyklicznych prowadzono głównie w jednoosiowych stanach naprężenia, najczęściej przy cyklach rozciągania – ściskania, zarówno w zakresie niskocyklowego zmęczenia jak i cyklicznej plastyczności. Badania doświadczalne przeprowadzane przy cyklicznych obciążeniach w warunkach złożonych stanów naprężenia umożliwiają dokonanie pełnej oceny zachowania się materiałów przy obciążeniach cyklicznych z uwzględnieniem wpływu kierunku naprężeń głównych. Badania takie stanowią niezbędną podstawę modelowania właściwości mechanicznych materiałów przy obciążeniach cyklicznych. Wyróżnić tu można badania prowadzone przy proporcjonalnych i nieproporcjonalnych obciążeniach. Termin obciążenia proporcjonalne oznacza tu, że składowe obciążenia narastają proporcjonalnie do parametru obciążenia, którym jest najczęściej czas. Stosunek poszczególnych składowych obciążenia jest stały w trakcie całego procesu obciążania. Odmienna sytuacja jest przy nieproporcjonalnych obciążeniach, które charakteryzują się zmianą kierunku obciążania i zmiennym stosunkiem poszczególnych składowych obciążenia w trakcie jednego cyklu procesu obciążania. Jedną z odmian obciążeń nieproporcjonalnych jest zmiana jednej ze składowych obciążenia według funkcji sinus, podczas gdy druga zmienia się według funkcji cosinus, co prowadzi do tak zwanej kołowej deformacji, przy której droga parametrów sterujących zakreśla okrąg w rozpatrywanej przestrzeni składowych stanu odkształcenia, jeśli składowe odkształcenia są wybrane jako parametry sterujące przebiegiem obciążenia próbki.

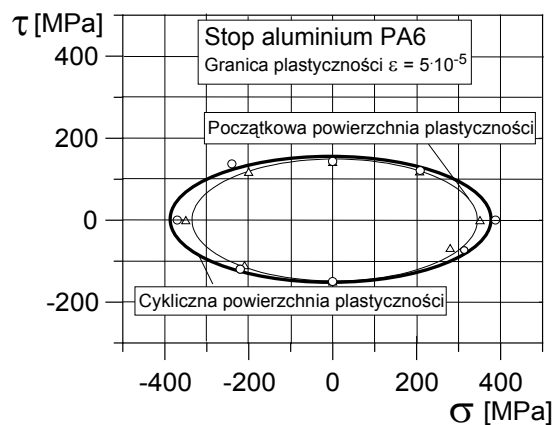
Badania przeprowadzane w warunkach złożonego stanu naprężenia przy nieproporcjonalnych obciążeniach cyklicznych uwiadcniają nowe aspekty zachowania się metali. Pojawia się, zaobserwowany po raz pierwszy w 1978 roku [3], efekt dodatkowego wzmocnienia charakteryzujący się rosnącą spiralą odpowiedzi materiału w przestrzeni naprężeń, przy wymuszeniach o stałej amplitudzie odkształcenia wypadkowego. Z drugiej natomiast strony ten typ obciążenia może prowadzić do obniżenia trwałości zmęczeniowej [4]. Efekty te są znaczące i stanowią ważny element charakterystyki materiałowej.

Materiały konstrukcyjne mogą wykazywać efekt cyklicznego umocnienia bądź osłabienia w zależności od rodzaju materiału. Obserwujemy wówczas malejącą bądź rosnącą amplitudę odpowiedzi materiału w kolejnych cyklach na wymuszenia o stałej amplitudzie. Po pewnej liczbie cykli nie obserwuje się już dalszych zmian amplitudy odpowiedzi materiału. Osiągamy stan nasycenia i stabilizację zachowania się materiału pod wpływem stałego, cyklicznie zmiennego sygnału wymuszającego. Zwrotne punkty ustalonej dla takiego stanu nasycenia pętli histerezy przy danej amplitudzie wymuszenia wyznaczają nam punkty tak zwanej cyklicznej krzywej umocnienia. Definicja ta określa sposób wyznaczania cyklicznej krzywej umocnienia stanowiącej podstawową charakterystykę cyklicznego zachowania się

materiałów konstrukcyjnych. Sposób ten jest jednak bardzo pracochłonny i wymaga użycia wielu próbek do wyznaczenia cyklicznej krzywej naprężenie-odkształcenie. W praktyce często korzysta się z uproszczonych schematów wyznaczania krzywej cyklicznej z wykorzystaniem tylko jednej próbki przy stopniowo zmienianej amplitudzie obciążeń. Sposoby te były zwykle stosowane przy jednoosiowych stanach naprężenia, najczęściej przy cyklach rozciąganie-ściskanie. Zbiory takich krzywych cyklicznych dla różnych materiałów można znaleźć w literaturze nawet w postaci monograficznej [5]. Natomiast badania w warunkach złożonych stanów naprężeń umożliwiające ocenę wpływu kierunku stanu naprężenia na właściwości mechaniczne materiałów przy cyklicznych obciążeniach są znacznie skromniej reprezentowane w literaturze światowej. Badania te dają pełne informacje o właściwościach mechanicznych przy cyklicznych obciążeniach i umożliwiają podjęcie próby racjonalnego modelowania zachowania się materiału przy cyklicznych obciążeniach.



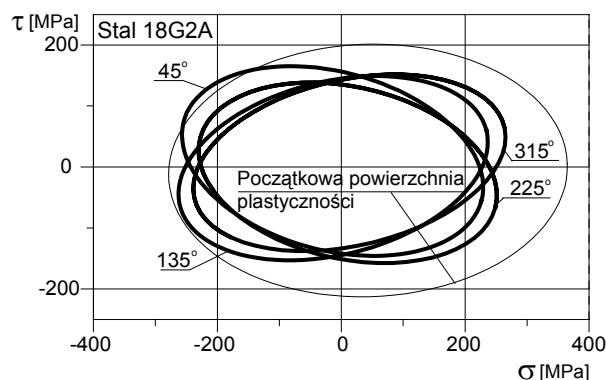
Rys.3 Porównanie początkowego i cyklicznego warunku plastyczności dla stali 18G2A



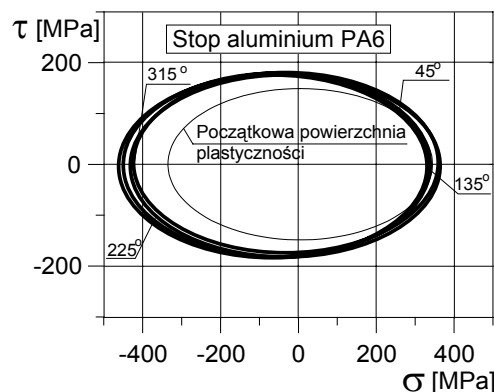
Rys.4 Porównanie początkowego i cyklicznego warunku plastyczności dla PA6

Znajomość cyklicznych krzywych umocnienia dla różnych stanów naprężenia umożliwia wyznaczenie cyklicznego warunku plastyczności odzwierciedlającego sumaryczne cechy cyklicznej plastyczności dla różnych stanów naprężeń. Jest to pojęcie odpowiadające warunkowi plastyczności przy obciążeniach monotonicznych.

Porównanie tych dwóch rodzajów warunków plastyczności przedstawiono na rys. 3 dla stali 18G2A i na rys. 4 dla stopu aluminium PA6 [6]. Efekt cyklicznego osłabienia jest tu wyraźnie widoczny dla stali, natomiast efekt cyklicznego wzmocnienia dla stopu aluminium jest zależny od kierunku obciążenia i jest też związany z teksturą półwyrobu ukształtowaną w procesie wytwórczym.



Rys.5 Wtórne warunki plastyczności dla stali po obciążeniach cyklicznych w kierunkach 45, 135, 225 i 315 stopni.



Rys.6 Wtórne warunki plastyczności dla PA6 po obciążeniach cyklicznych w kierunkach 45, 135, 225 i 315 stopni.

Cykliczne obciążenia wprowadzają zmiany właściwości plastycznych badanych materiałów, które można ocenić na podstawie obrazu wtórnej powierzchni plastyczności

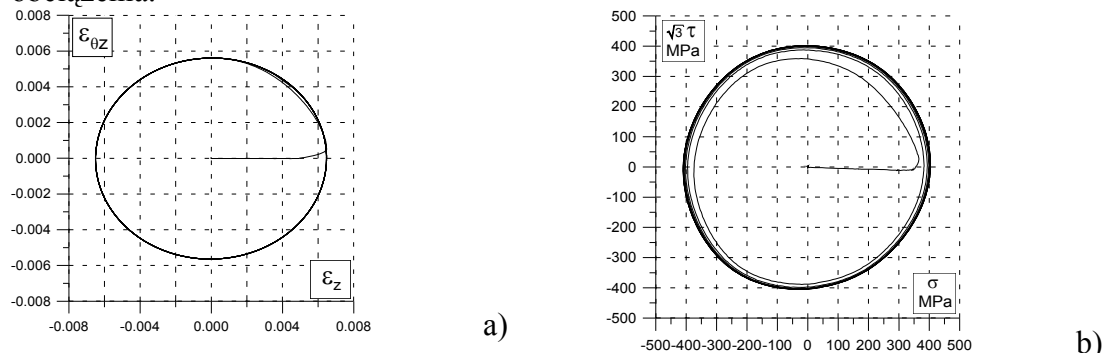
otrzymanej po zakończeniu programu obciążeń cyklicznych. Sumaryczne wyniki przedstawiono na rys. 5 dla stali 18G2A, a na rys. 6 dla stopu aluminium PA6, ograniczając się tylko do pokazania wpływu kierunku obciążania cyklicznego dla badanych materiałów. Właściwości plastyczne ulegają zmianie pod wpływem ukierunkowanych obciążeń cyklicznych. Wymiary i położenie wtórnych warunków plastyczności zależą od kierunku wstępnej deformacji cyklicznej. W przypadku stali 18G2A warunki plastyczności dla stanu po deformacji cyklicznej leżą wewnątrz warunku początkowego, wyznaczonego dla materiału w stanie dostawy. Obserwuje się efekt osłabienia plastycznego materiału pod wpływem deformacji cyklicznej. Odwrotna sytuacja występuje dla stopu aluminium PA6. Materiał ulega w tym przypadku plastycznemu wzmocnieniu pod wpływem deformacji cyklicznej. Warunki plastyczności w stanie po deformacji cyklicznej w różnych kierunkach zobrazowane elipsami na rys. 6 otaczają z zewnątrz elipsę obrazującą warunek plastyczności w stanie wyjściowym. Charakterystyczna jest też zależność położenia elips wtórnego warunku plastyczności od kierunku wstępnej deformacji cyklicznej. Efekt ten występuje dla obu badanych materiałów. Dla stali obserwujemy obrót elips obrazujących wtórny warunek plastyczności zależnie od kierunku wstępnych obciążeń cyklicznych, a dla stopu aluminium elipsy wtórnego warunku mają osie główne pokrywające się osiami wstępnej anizotropii niezależnie od kierunku wstępnej deformacji cyklicznej.

Przedstawione wyniki badań wpływu cyklicznego obciążenia realizowanego przy proporcjonalnych drogach wskazują na skomplikowany i złożony charakter odpowiedzi materiału na zadany program obciążeń. Odpowiedź ta jest ściśle związana z rodzajem materiału i technologią procesu wytwórczego, który kształtuje właściwości mechaniczne w stanie wyjściowym. Czynniki te wpływają w sposób decydujący na kierunkowość struktury i właściwości materiałów konstrukcyjnych, co w połączeniu z różnorodnością parametrów obciążenia, a głównie jego amplitudą i kierunkiem w stosunku do głównych kierunków anizotropii materiału prowadzi do takiej różnorodności reakcji materiału na taki sam program obciążeń cyklicznych. Komplikuje to w sposób zasadniczy modelowanie zachowania się materiałów konstrukcyjnych, które zawsze powinno być poprzedzone odpowiednimi badaniami doświadczalnymi w warunkach złożonych stanów naprężeń. Badania doświadczalne w złożonych stanach obciążeń cyklicznych tak ważne dla stopów metali są szczególnie istotne w przypadku całej klasy kompozytów zbrojonych włóknami o celowo ukierunkowanych właściwościach wytrzymałościowych.

Nieproporcjonalne obciążenia cykliczne charakteryzują się ciągłą zmianą kierunku obciążenia w stosunku do ukształtowanych głównych osi anizotropii badanego materiału. Powoduje to powstanie efektu dodatkowego wzmocnienia charakteryzującego się rosnącą spiralą odpowiedzi materiału w przestrzeni naprężeń, przy wymuszeniach o stałej amplitudzie odkształcenia wypadkowego. Badania doświadczalne w złożonych stanach naprężeń przy nieproporcjonalnych obciążeniach są intensywnie rozwijane w ostatnich latach. Są to jednak badania trudne, wymagające nowoczesnej aparatury badawczej, w której konieczna jest możliwość precyzyjnego sterowania i programowania przebiegiem obciążeń.

Opis zachowania się metali przy nieproporcjonalnych obciążeniach i efekty dodatkowego umocnienia przy złożonych obciążeniach cyklicznych przesuniętych w fazie w zakresie zmęczenia niskocyklowego, prowadzące do obniżenia wytrzymałości zmęczeniowej w zakresie długotrwałych obciążeń cyklicznych, mają istotne znaczenie z inżynierskiego punktu widzenia ze względu na częste występowanie tego typu obciążeń w rzeczywistych konstrukcjach i urządzeniach. Obserwowane zmiany ilościowe przy nieproporcjonalnych drogach obciążeń zależą nie tylko od kąta przesunięcia fazowego pomiędzy składowymi odkształceniami, od ich amplitudy, ale również od kształtu drogi obciążenia w przestrzeni odkształceń [7].

Efekt dodatkowego wzmocnienia uwidacznia się w postaci rosnącego promienia spirali, jaką zakreśla wektor naprężeń w przestrzeni składowych naprężeń w kolejnych cyklach obciążenia (rys.7). Przyjmuje się, że dodatkowe wzmocnienie jest wywołane dużą liczbą czynnych systemów poślizgu tworzonych przy złożonym obciążaniu o ciągłej zmianie kierunku obciążenia.



Rys.7 Przebieg nieproporcjonalnego obciążenia cyklicznego, (a) zmiany sygnału wymuszającego, (b) odpowiedź materiału w naprężeniach.

Z chwilą osiągnięcia kołowej drogi deformacji obserwuje się wyraźne przesunięcie fazowe składowych naprężeń w stosunku do odpowiadających składowych odkształceń. Naprężenie osiowe jest opóźnione w stosunku do przebiegu odkształcenia osiowego i naprężenie postaciowe jest również opóźnione w stosunku do odkształcenia postaciowego. Kąt opóźnienia składowych naprężeń w stosunku do odpowiadających składowych odkształceń jest największy przy wejściu na kołową ścieżkę obciążenia i w rozpatrywanym przypadku osiąga wartość 34° , w momencie, gdy odkształcenie postaciowe jest największe. W kolejnych punktach szczytowych stopniowo maleje i od drugiego cyklu kołowego ustala się na wartości około 26° . Wartości zmierzone dla obu składowych obciążenia różnią się bardzo nieznacznie między sobą.

Fakt wystąpienia opóźnienia fazowego między naprężeniami i odkształceniami wskazuje na pozorne, lepko-plastyczne zachowanie się materiału przy kołowej drodze deformacji próbki. Wpływ tej pozornej lepkości manifestuje się w sposób wyraźny i określa zachowanie się materiałów metalicznych przy nieproporcjonalnych drogach obciążenia. Podkreślić należy, że przy cyklicznych, proporcjonalnych obciążeniach w jednoosiowych i złożonych stanach naprężenia o takiej samej amplitudzie i prędkości obciążeń te same materiały nie przejawiają takich cech i nie obserwuje się wówczas przesunięcia fazowego naprężeń w stosunku do odpowiadających odkształceń.

Wyróżniającą cechą nieproporcjonalnych obciążeń cyklicznych jest zmiana kierunku naprężenia w stosunku do osi próbki w jednym cyklu obciążenia. Jest to bardzo ważne, zwłaszcza z punktu widzenia zastosowań inżynierskich i daje możliwość oceny zmiany kierunku obciążeń na właściwości wytrzymałościowe materiałów konstrukcyjnych. Badania doświadczalne przy nieproporcjonalnych obciążeniach cyklicznych są systematycznie rozwijane w wielu laboratoriach badawczych, a tematyka ta jest ważnym punktem tematycznych konferencji naukowych [8, 9]. Jest wielce prawdopodobne, że badania przy nieproporcjonalnych obciążeniach cyklicznych będą, w niedalekiej już przyszłości, krytycznym testem materiałowym umożliwiającym syntetyczną ocenę wytrzymałościową materiału uwzględniającą wzajemne oddziaływanie wielu systemów poślizgu uruchamianych w zależności od kierunku naprężenia.

Postęp techniki i związane z nim katastroficzne zniszczenia konstrukcji inżynierskich stanowiące stały element doniesień prasowych poczynając od XIX wieku doprowadziły do powstania nowej gałęzi wiedzy zajmującej się warunkami propagacji pęknięć w materiałach konstrukcyjnych. Znaczącym impulsem rozwoju mechaniki pęknięcia była seria katastrof

okrętów typu Liberty budowanych w stoczniach U.S.A. w trakcie Drugiej Wojny Światowej [10]. Były to pierwsze okręty o stalowej konstrukcji w całości spawanej, a zastosowanie tej nowej wówczas technologii wytwarzania było przyczyną 36 katastrof morskich tych jednostek (na ogólną liczbę 4694 wybudowanych). Początkowo katastrofy łączono z wydarzeniami wojennymi i okręty uważano za storpedowane. Dopiero pęknięcie na pół okrętu Schenectady¹ zakotwiczonego w porcie dało początek rzetelnej analizie przyczyn katastrofy. Doprowadziło to do rozwinięcia mechaniki pękania i narzędzi badawczych do oceny odporności na pęknięcie materiałów konstrukcyjnych. Rozwinięcie prac Griffith'a [11], Orowana [12] i Irwina [13] i przeniesienie koncepcji mechaniki pękania na poziom projektowania inżynierskiego trwało jeszcze ponad 30 lat. Pierwsza norma określająca sposób i warunki wyznaczania odporności materiału na pęknięcie powstała w Anglii w 1972 roku [14], a w Polsce analogiczna norma została wprowadzona w 1987 roku [15].

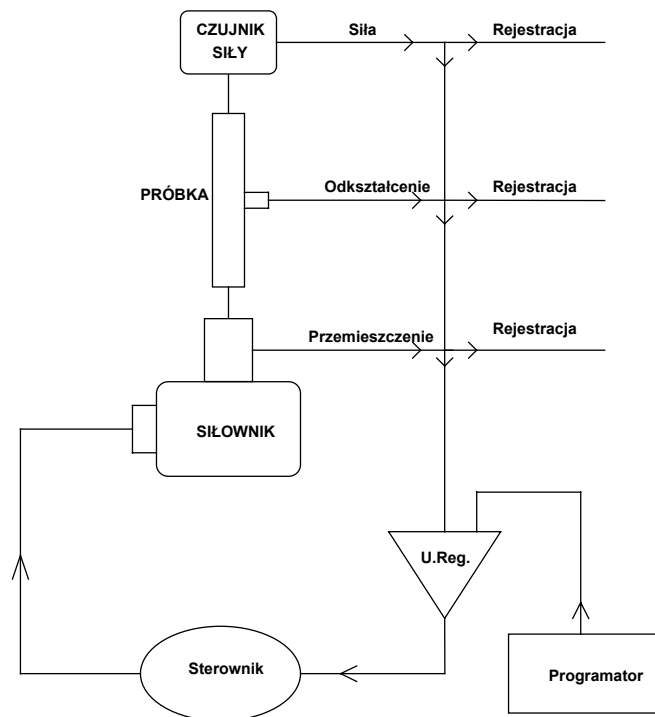
W koncepcji Griffith'a opublikowanej w 1920 przyjmuje się, że energia potrzebna do utworzenia nowej powierzchni związanej z powiększeniem się pęknięcia jest dostarczona z potencjalnej energii sprężystej, która jest proporcjonalna do kwadratu naprężenia i rośnie szybko ze wzrostem naprężeń. Pęknięcie może się rozwijać przy stosunkowo niewielkim poziomie naprężeń, nawet wówczas, gdy przy wierzchołku szczeliny powstanie obszar plastyczny pochłaniający znaczną energię.

Rozwój mechaniki pękania i jej wpływ na praktykę inżynierską jest znakomitym przykładem jakościowego, dynamicznego rozwoju wiedzy o materiałach konstrukcyjnych stosowanych przecież od wielu już lat. Jest to przykład tym bardziej interesujący, że zmiany te wprowadzane były na naszych oczach, za życia jednego pokolenia inżynierów. Dodatkową, ale jakże pouczającą i ważną korzyścią dorobku mechaniki pękania było wyjaśnienie zatonięcia statku pasażerskiego Titanic w 1912 roku [16]. Statek zderzył się z górą lodową, ale dlaczego zniszczenia były tak duże, że wodoszczelne grodzie nie zapobiegły tragedii i statek pękł na dwie części, jak go znalazł na dnie oceanograf Bob Ballard w 1985 roku. Odpowiedź pozostawała zagadką przez ponad 70 lat, do momentu, gdy Radziecki batyskaf podjął z głębokości ponad 3800 m kawałek blachy z konstrukcji Titanica. Przeprowadzone badania wykazały dużą zawartość siarki, a badania udarnośći na młocie Charpy'ego ujawniły skłonność tej stali do kruchego pęknięcia. Uderzenie statku w górę lodową spowodowało pęknięcie kadłuba i wzrost sprężystej energii w całej konstrukcji, ale to mała odporność na pęknięcie stali użytej przy budowie statku była przyczyną rozwoju powstałego pęknięcia niemalże wzdłuż całej długości kadłuba i jego pęknięcia na dwie części.

Mechanika pękania wprowadziła nowe procedury doświadczalnych badań materiałów, ale było to możliwe również dzięki stałemu doskonaleniu technik i urządzeń badawczych. Pod tym względem postęp jest równie imponujący, jeśli uświadomić sobie, że pomysł tensometru elektrooporowego został zrealizowany dopiero w 1938, niezależnie przez Simonds'a i Ruge [17]. Wprowadzenie tego niewielkiego urządzenia, tak powszechnie obecnie stosowanego w różnych postaciach do pomiarów odkształceń jest często uważane za początek rewolucji technicznej. Drugim niesłychanie ważnym elementem współczesnych badań materiałów jest doskonalenie maszyn wytrzymałościowych, a zwłaszcza ich systemów sterowania. Rozwój ten jest ściśle związany z rozwojem elektroniki, a jej stopniowe wprowadzanie do układów sterowania maszyn wytrzymałościowych doprowadziło w rezultacie do powstania maszyny pracującej w pętli sprzężenia zwrotnego, w którym badana próbka jest częścią układu sterowania. Prototyp takiej maszyny powstał w U.S.A. w 1953 roku, a w latach 70 maszyny tego typu znalazły się w ofercie handlowej czołowych producentów tego typu wyposażenia. Specjalizowany układ elektronicznego zbierania i przetwarzania danych doświadczalnych w zastosowaniu do maszyn wytrzymałościowych

¹ 16 Stycznia 1943 o godz. 22:30 przy spokojnej i chłodnej pogodzie (temperatura wody – 30°C, powietrza 40°C)

powstał w 1972 roku [18], a połączenie w jednej maszynie tych dwóch systemów elektronicznych do sterowania i przetwarzania danych doświadczalnych dało początek współczesnym maszynom wytrzymałościowym, które nie tylko poprawiły jakość badań i ułatwiły ich realizację, ale przede wszystkim stworzyły nowe możliwości badawcze pełniejszego i dokładniejszego poznania zachowania się materiałów konstrukcyjnych pod obciążeniem w różnych warunkach. Zasadę działania takiej maszyny pokazano na rys.8.



Rys.8 Schemat blokowy współczesnej maszyny wytrzymałościowej.

Jej podstawową cechą jest praca w pętli sprzężenia zwrotnego, w którym sygnał pomiarowy jednej z mierzonych wielkości fizycznych, siły, odkształcenia czy przemieszczenia jest wprowadzany do układu regulacji, a sygnał do wysterowania serwozaworu siłownika hydraulicznego jest funkcją różnicy pomiędzy żadaną i zrealizowaną wartością w danej chwili. Układ regulacji pętli sprzężenia zwrotnego służy do dopasowania (wystrojenia) odpowiedzi maszyny do charakterystyki badanego materiału tak, że złe wystrojenie maszyny może powodować znaczne błędy lub wręcz zniszczenie próbki. Parametry strojenia maszyny wytrzymałościowej w istotny sposób wpływają na przebieg doświadczenia.

2. Miary uszkodzenia materiałów konstrukcyjnych

Badania doświadczalne procesu zniszczenia materiałów konstrukcyjnych zmierzały najpierw do określenia wytrzymałości i trwałości zmęczeniowej. Rozwój mechaniki pękania doprowadził do rozwoju technik doświadczalnych umożliwiających wyznaczenie krytycznych parametrów rozprzestrzenia się pojedynczej i sztucznie utworzonej szczeliny. Wyniki badań doświadczalnych tego typu dostarczają danych porównawczych i umożliwiają klasyfikację materiałów konstrukcyjnych pod względem ich odporności na kruche pęknięcie. Doskonalenie teoretycznego opisu procesu zniszczenia materiałów i wprowadzenie tego opisu do programów obliczeń inżynierskich związane jest z możliwością precyzyjnej obserwacji rozwoju zniszczenia we wszystkich jego fazach, od powstawania wad struktury poprzez ich stabilny rozwój do katastroficznego rozprzestrzeniania się szczeliny dominującej.

Mechanizmy uszkodzeń i degradacji właściwości mechanicznych materiałów są różnorodne dla różnych typów i zakresów obciążeń. Zniszczenie materiałów konstrukcyjnych jest wynikiem lokalnych odkształceń plastycznych związanych z ruchem dyslokacji, segregacją pierwiastków i węglików, wydzieleniami i wtrąceniami na granicach ziaren, procesami dyfuzyjnymi, przemianami fazowymi i innymi zmianami strukturalnymi powodującymi spiętrzenia naprężeń i lokalne obszary uplastycznienia, a w konsekwencji inicjującymi rozwój procesu uszkodzeń.

Doskonalenie metod pomiarowych i poszukiwanie dobrze określonej i mierzalnej miary uszkodzenia materiału, określanie trwałości i wytrzymałości zmęczeniowej na podstawie czasu i prędkości rozwoju uszkodzeń w poszczególnych fazach procesu

zniszczenia stanowi zasadniczy cel analizy uszkodzeń struktury materiału i zniszczenia pod wpływem różnorodnych obciążeń eksploatacyjnych.

Akumulacja uszkodzeń zmęczeniowych i degradacja cech wytrzymałościowych materiałów konstrukcyjnych w trakcie eksploatacji stanowi od lat istotny problem praktyki inżynierskiej nierozłącznie związany ze zwiększaniem zakresu obciążeń cyklicznie zmiennych wynikających z rosnących prędkości pojazdów czy poszerzaniem dopuszczalnych parametrów pracy maszyn i urządzeń. W całym procesie uszkodzenia można wyróżnić okres początkowy, w którym materiał pracuje w zakresie sprężystym z lokalnymi obszarami plastycznym w otoczeniu koncentracji naprężeń. Okres powstawania, powiększania się i łączenia małych pęknięć i wad struktury prowadzących do utworzenia pęknięcia dominującego. Trzeci okres to rozprzestrzenianie się ukształtowanego już pęknięcia w całym przekroju konstrukcji. Obserwacja doświadczalna rozwoju uszkodzeń w każdym z tych trzech okresów wymaga innych technik pomiarowych. Trudność zmierzenia stopnia uszkodzenia materiału pod wpływem obciążeń związana jest z brakiem dobrze określonej, mierzalnej miary uszkodzenia, z lokalnym charakterem procesu uszkodzeń i z różnymi mechanizmami generacji uszkodzeń związanymi z różnymi rodzajami obciążeń i różnymi warunkami eksploatacyjnymi.

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 J.Lemaitre [19], przegląd różnych miar uszkodzenia opisanych w literaturze naukowej podali L.Yang i A.Fatami [20]. 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.

2.1 Miara Kaczanowa

Pierwszą miarę uszkodzeń zaproponował Kaczanow w 1958 roku [21]. Wprowadzony przez niego parametr uszkodzeń stanowił bezpośrednie odzwierciedlenie utworzonych pustek, pęknięć w materiale na wyróżnionej powierzchni krytycznej. Zgodnie z definicją Kaczanowa uszkodzenie określone było jak stosunek sumy powierzchni pustek i pęknięć leżących na wyróżnionej powierzchni krytycznej.

$$D = \frac{\delta S_D}{\delta S} \quad (2.1)$$

Miara ta była bardzo przydatna w rozważaniach teoretycznych. Wartość $D = 0$ oznaczała materiał bez uszkodzeń, a $D = 1$ materiał kompletnie uszkodzony (powierzchnia pęknięć była taka sama jak powierzchnia przekroju powierzchni odniesienia). Parametr ten można wyznaczyć tylko na podstawie niszczących pomiarów metalograficznych, ale pomiary są trudne, pracochłonne i zasadne jest stwierdzenie, że jest to wielkość praktycznie niemierzalna. Trudność pomiaru wynika nie tylko z trudności uwidocznienia pustek i pęknięć na powierzchni odniesienia, ale również na wyznaczeniu tej powierzchni odniesienia.

2.2 Pomiar efektywnego modułu sprężystości

Ocena stopnia uszkodzeń materiału przeprowadzana była w sposób pośredni na podstawie pomiarów zmian efektywnego modułu sprężystości mierzonego przy odciążaniu w różnych stadiach procesu jednoosiowego rozciągania. Moduł efektywny określano z zależności: $\tilde{E} = E(1 - D)$, skąd uszkodzenia materiału można wyznaczyć jako:

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} \quad (2.2)$$

2.3 Pomiar prędkości fali ultradźwiękowej

Prędkość rozchodzenia się fali podłużnej wzdłuż walcowej próbki wykonanej z izotropowego i liniowo sprężystego materiału określona jest równaniem:

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

gdzie E jest modułem sprężystości, ρ jest gęstością materiału, a ν współczynnikiem Poissona. Mierzac prędkość rozchodzenia się fali podłużnej w próbce z uszkodzeniami dostajemy:

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

gdzie \tilde{E} i $\tilde{\rho}$ oznaczają odpowiednio efektywny moduł sprężystości i gęstość dla materiału z uszkodzeniami. Parametr uszkodzenie, przy uwzględnieniu stałości współczynnika Poissona (materiał izotropowy), można obliczyć z zależności:

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} = 1 - \frac{\tilde{\rho} \tilde{v}_L^2}{\rho v_L^2} \quad (2.3)$$

Sposób ten należy traktować jako niszczący ze względu na konieczność wycięcia próbek o określonej długości odniesienia obejmującej materiał z uszkodzoną strukturą.

2.4 Pomiar mikrotwardości

Pośrednim sposobem oceny uszkodzenia materiału pod wpływem obciążeń jest pomiar mikrotwardości Vickersa polegający na wciskaniu ostrosłupa w powierzchnię badanego materiału. Ze względu na wielkość odcisku pomiar mikrotwardości może być traktowany jako metoda nieniszcząca. Wciskanie ostrosłupa wywołuje odkształcenia plastyczne w miejscu odcisku, a związek zmierzonej wartości twardości umożliwia pośrednią ocenę stopnia uszkodzenia materiału poprzez zmiany właściwości plastycznych materiału pod wpływem generowanych uszkodzeń. Wartość mikrotwardości definiowana jest jako stosunek siły wywieranej na ostrosłup do powierzchni odcisku. Mikrotwardość jest proporcjonalna do granicy plastyczności materiału. Porównanie mikrotwardości materiału z uszkodzeniami struktury H do mikrotwardości materiału bez uszkodzeń H^* umożliwia określenie parametru uszkodzenia z zależności:

$$D = 1 - \frac{H}{H^*} \quad (2.4)$$

Definicja ta odzwierciedla wpływ uszkodzeń na zmiany właściwości plastycznych materiałów konstrukcyjnych, a jej stosowanie jest ograniczone do powierzchni badanych materiałów.

2.5 Pomiar uszkodzeń na podstawie zmian gęstości

Definicja uszkodzeń Kaczanowa jest bezpośrednio związana ze zmianami gęstości badanego materiału. Powstanie pustek i pęknięć powoduje w bezpośredni sposób zmianę średniej gęstości referencyjnej objętości materiału z uszkodzeniami. Zmiany gęstości wywołane generowaniem uszkodzeń są mierzalne z pomiarów opartych na zasadzie Archimedesesa, jak i z pomiarów radiologicznych. Związek zmiany gęstości materiału z miarą uszkodzeń powierzchni według Kaczanowa (2.1) można wyprowadzić z elementarnych zależności. Z porównania masy sfery kulistej objętości o promieniu R bez uszkodzeń z taką samą masą tej samej sfery kulistej z mikropustką kulistą o promieniu r umożliwia wyznaczenie względnej zmiany gęstości:

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

gdzie ρ i $\tilde{\rho}$ oznaczają odpowiednio gęstość materiału bez i z uszkodzeniami. Względna zmiana gęstości wynosi:

$$\frac{\tilde{\rho} - \rho}{\rho} = \frac{-r^3}{R^3 - r^3},$$

a po uwzględnieniu definicji Kaczanowa (2.1) dostajemy związek miary uszkodzeń powierzchni odniesienia materiału ze zmianą jego gęstości w postaci:

$$D = \frac{\delta S_D}{\delta S} = \frac{\pi r^2}{\pi (R^3 + r^3)^{2/3}} = \left(\frac{r^3}{R^3 + r^3} \right)^{2/3} = \left(1 - \frac{\tilde{\rho}}{\rho} \right)^{2/3} \quad (2.5)$$

2.6 Pomiar uszkodzeń na podstawie zmian spadku potencjału elektrycznego

Jeśli natężenie prądu elektrycznego w materiale z uszkodzeniami, podobnie zdefiniować jak efektywne naprężenie, wykorzystując definicję uszkodzeń Kaczanowa to wówczas natężenie \tilde{i} prądu płynącego w materiale z uszkodzeniami w stosunku do prądu w materiale bez uszkodzeń i można zapisać jako:

$$\tilde{i} = \frac{i}{1 - D}$$

Różnica potencjałów, zgodnie z prawem Ohma w elemencie o długości l , przekroju s i oporności r wyrazi się dla materiału bez uszkodzeń w postaci:

$$V = \frac{l}{s} \cdot r \cdot i,$$

a dla materiału z uszkodzeniami w postaci:

$$\tilde{V} = \frac{l}{s} \cdot \tilde{r} \cdot \tilde{i}$$

gdzie \tilde{r} jest opornością materiału z uszkodzeniami. Parametr uszkodzeń D można więc wyrazić jako:

$$D = 1 - \frac{V}{\tilde{V}} \cdot \frac{\tilde{r}}{r}, \quad (2.6.a)$$

a po uwzględnieniu niewielkich zmian oporności względnej (\tilde{r}/r) wywołana zmianą objętości materiału pod wpływem uszkodzeń możemy wyrazić miarę uszkodzenia w postaci:

$$D \cong 1 - \frac{V}{\tilde{V}} \quad (2.6)$$

Sposób takiego wyznaczania parametru uszkodzenia określa się jako metodę spadku potencjału. Metoda ta może być stosowana do wyznaczania parametru uszkodzenia w sensie Kaczanowa (2.6) jak i do pomiarów długości wyizolowanej szczeliny w pomiarach prędkości propagacji pęknięcia. Jest to jedna z metod polecana w normie wyznaczania odporności na pękanie.

2.7 Pomiar uszkodzeń na podstawie zmiany reakcji materiału przy obciążeniach cyklicznych

Wpływ uszkodzeń na plastyczne właściwości materiałów konstrukcyjnych był również wykorzystywany do oceny stopnia uszkodzeń materiału, zwłaszcza przy obciążeniach cyklicznych w zakresie niskocyklowego zmęczenia. Zależność amplitudy naprężeń $\Delta\sigma$ i amplitudy odkształceń plastycznych $\Delta\varepsilon_p$ w zakresie stabilnego przebiegu cyklicznego rozciągania – ściskania może być wyrażona w następującej postaci potęgowej dla materiału bez uszkodzeń:

$$\Delta \varepsilon_p = \left(\frac{\Delta \sigma}{K_p} \right)^M$$

i dla materiału z uszkodzeniami jako:

$$\Delta \varepsilon_p = \left(\frac{\Delta \sigma}{K_p (1-D)} \right)^M$$

gdzie K_p i M są stałymi materiałowymi.

Parametr uszkodzenia D można wyznaczyć przeprowadzając testy przy stałej amplitudzie odkształceń plastycznych po określeniu amplitudy naprężenia $\Delta \sigma^*$ dla stabilnej pętli histerezy, a więc po wyczerpaniu efektu cyklicznego osłabienia lub wzmocnienia. Z porównania powyższych wzorów wynika, że parametr uszkodzenia określony jest zależnością:

$$D = 1 - \frac{\Delta \sigma}{\Delta \sigma^*} \quad (2.7)$$

Ocena uszkodzeń zgodnie z wzorem (2.7) dotyczy określonego sposobu obciążeń i podobnie jak większość wymienionych poprzednio sposobów ma znaczenie głównie porównawcze i określa wpływ uszkodzenia na zmianę określonej charakterystyki materiału.

2.8 Pomiar uszkodzeń na podstawie zmiany reakcji materiału przy pełzaniu

Pełzanie materiałów zachodzi przy stałych obciążeniach i dla materiałów metalicznych występuje w temperaturach podwyższonych powyżej 1/3 temperatury topnienia. Proces pełzania można podzielić na trzy etapy. W pierwszym prędkość odkształceń pełzania maleje. W drugim, ustalonym etapie pełzania prędkość odkształceń pełzania ma stałą wartość opisaną prawem Nortona zgodnie z poniższą zależnością:

$$\dot{\varepsilon}_p^{\min} = \left(\frac{\sigma}{K_v} \right)^N,$$

w etapie trzecim prędkość odkształceń pełzania rośnie aż do zniszczenia próbki.

Przyjmując rozpoczęcie procesu uszkodzeń w początku trzeciego okresu pełzania możemy wyrazić prędkość pełzania analogicznie do powyższego wzoru Nortona w postaci:

$$\dot{\varepsilon}_p = \left(\frac{\sigma}{K_v (1-D)} \right)^N$$

skąd parametr uszkodzenia wyrazi się w formie:

$$D = 1 - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p^{\min}}{\dot{\varepsilon}_p} \right)^{1/N} \quad (2.8)$$

gdzie $\dot{\varepsilon}_p^{\min}$ jest minimalną prędkością odkształceń pełzania w danej próbie odpowiadającą prędkości odkształceń pełzania drugiego etapu.

Pomiar ten odnosi się wyłącznie do badań pełzania i stosowany jest do oszacowania parametru uszkodzenia powstałego w próbie pełzania. Silnym założeniem jest przyjęcie początku trzeciego okresu pełzania jako początek rozwoju uszkodzeń, co nie pokrywa się z wynikami metalograficznych badań zmian struktury materiału w różnych fazach.

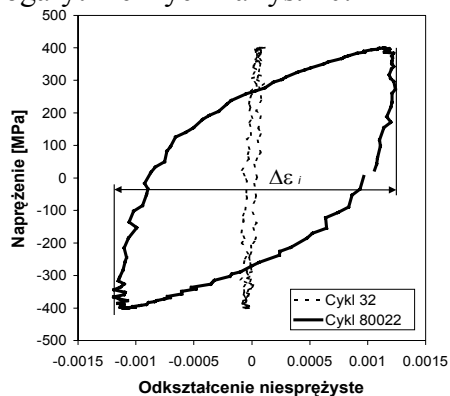
2.9 Ocena uszkodzeń na podstawie pomiaru lokalnych odkształceń niesprężystych

Przedstawione wyżej miary uszkodzeń materiałów konstrukcyjnych powstałych w wyniku obciążeń eksploatacyjnych są w zwartej formie opisane w literaturze [19, 20], a ich ocena i przydatność w różnych procesach uszkodzeń jest w dowcipny sposób zaprezentowana w monografii J.Lemaitre [19]. W praktyce inżynierskiej stosowane są jeszcze inne metody do

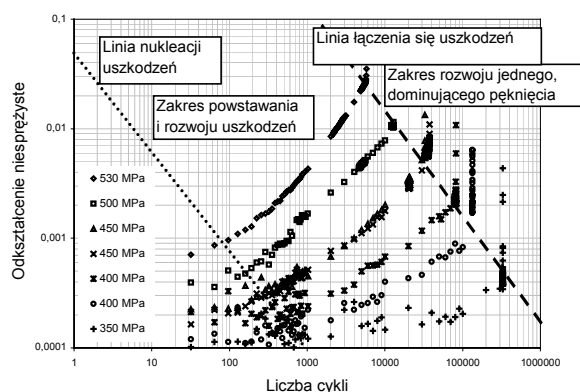
oceny stopnia degradacji właściwości mechanicznych materiałów konstrukcyjnych, a wśród nich te najbardziej rozpowszechnione, jak metoda emisji akustycznej czy analizy drgań, metody magnetyczne, metody elektryczne w tym tak efektywną jak metoda prądów wirowych, metody termografii, różne odmiany metod radiologicznych i ultradźwiękowych oraz różne metody optyczne zarówno do bezpośredniej obserwacji pęknięć i wad jak i wizualizacji pola odkształceń na powierzchniach badanych elementów. Każda z tych metod ma inny zakres zastosowań i dotyczy różnych zakresów procesu uszkodzeń i zniszczenia oraz innych schematów obciążania i 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.

Obiecującą i sprawdzoną już w badaniach doświadczalnych jest propozycja definiowania parametru uszkodzenia na podstawie pomiaru niesprężystych odkształceń generowanych w cyklu obciążania [22]. Odkształcenia niesprężyste związane są z lokalnymi obszarami plastycznymi wokół pęknięć i są mierzalne od początku drugiego okresu powstawania i stabilnego wzrostu uszkodzeń. Technika ta, podobnie jak pomiary zmiany podatności próbki umożliwia ciągłą rejestrację rozwoju uszkodzeń w całym zakresie żywotności próbki i stanowi dobre narzędzie analizy procesu zniszczenia i degradacji właściwości mechanicznych materiałów konstrukcyjnych w trakcie eksploatacji.

Dobrym przykładem wykorzystania pomiarów niesprężystych odkształceń przy cyklicznym obciążaniu były badania [23] procesu zniszczenia zmęczeniowego pewnego gatunku stali. Mała próbka klepsydryczna zamocowana była 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, 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. Odkształcenia niesprężyste związane z rozwojem odkształceń plastycznych wokół powiększanych i nowopowstałych pęknięć uzyskuje się z odjęcia odkształceń sprężystych od mierzonych odkształceń całkowitych, a ich typowy przebieg w dwóch wybranych cyklach dla amplitudy naprężeń równej 400 MPa przedstawiono na rys. 9. Zestawienie wyników doświadczalnych dla różnych wartości amplitudy naprężeń przedstawiono we współrzędnych logarytmicznych na rys. 10.



Rys. 9 Pętle odkształceń sprężystych dla cyklu 32 i 80022 przy stałej amplitudzie naprężenia.



Rys. 10 Trzy fazy rozwoju uszkodzeń mierzonych szerokością pętli odkształceń niesprężystych jako funkcji liczby cykli dla różnych amplitud naprężenia.

Zmierzone wartości odkształceń niesprężystych przedstawione jako funkcje bieżącej liczby cykli układają się wyraźnie wzdłuż linii charakterystycznych dla trzech zakresów żywotności próbki, krótkiego zakresu bez przyrostów odkształceń niesprężystych w kolejnych

cyklach, najdłuższego zakresu stabilnych przyrostów odkształceń niesprężystych i krótkiego zakresu gwałtownego wzrostu odkształceń niesprężystych bezpośrednio poprzedzającego zniszczenie próbki. Punkty graniczne poszczególnych zakresów dla różnych amplitud naprężeń wyznaczają linie obszarów powstawania i stabilnego wzrostu uszkodzeń i wzrostu jednego, dominującego pęknięcia. Zaletą przedstawionego sposobu badań procesu zniszczenia jest możliwość śledzenia różnych faz powstania i rozwoju uszkodzeń naturalnych, a nie tylko sztucznie inicjowanych. Dane doświadczalne umożliwiają określenie zależności aproksymujących rozwój uszkodzeń 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 krzywej Wöhlhera, czy wytrzymałości doraźnej wyznaczonej z krzywej jednoosiowego rozciągania.

Najważniejszą jednak zaletą tej techniki jest możliwość rozszerzenia badań na inne jednoosiowe i złożone stany naprężeń z uwzględnieniem nieproporcjonalnych ścieżek obciążeń. Umożliwi to prowadzenie badań doświadczalnych przy zmiennych kierunkach naprężeń w jednym cyklu obciążenia. Zmiana kierunku naprężenia będzie uaktywniać różnie ukierunkowane w stosunku do osi próbki uszkodzenia, stwarzając w rezultacie krytyczne warunki rozwoju uszkodzeń w objętości próbki. Nieproporcjonalne obciążenia cykliczne będą stanowić krytyczny test rozwoju uszkodzeń ukształtowanych w procesie wytwórczym półwyrobu. Badania te będą rozwinięciem próby śledzenia rozwoju sztucznie utworzonego, pojedynczego pęknięcia oraz próby rozwoju uszkodzeń w wybranej płaszczyźnie związanej z zadaniem i stałym kierunkiem naprężenia w cyklu.

3. Podsumowanie

Rzeczony rozwój badań doświadczalnych procesu zniszczenia materiałów konstrukcyjnych będzie koncentrował się, z jednej strony na dalszym poszukiwaniu właściwej, mierzalnej miary uszkodzeń umożliwiającej ocenę stopnia uszkodzenia i degradacji właściwości wytrzymałościowych oraz na doskonaleniu technik pomiarowych w tym zakresie. Przyjęcie lokalnych odkształceń niesprężystych w jednym cyklu obciążenia jako miary uszkodzenia jest zgodne z lokalnym charakterem procesu uszkodzenia oraz z przeświadczeniem, wynikającym z dotychczasowej wiedzy eksperymentalnej, że rozwój procesu zniszczenia zmęczeniowego związany jest z odkształceniami plastycznymi generującymi pęknięcia i wady struktury. Miara ta umożliwi również kwalifikację i ocenę wpływu różnorodnych mechanizmów i zmian strukturalnych na rozwój uszkodzeń prowadzących do zniszczenia. Punktem wyjścia takiej kwalifikacji jest stwierdzenie, że zmiany strukturalne prowadzące do powstania lokalnych odkształceń trwałych (niesprężystych) inicjują powstanie wad i pęknięć prowadzących do rozwoju zniszczenia materiału. Wykorzystanie zmian odkształceń niesprężystych i podatności próbki do oceny rozwoju uszkodzenia materiałów będzie w dalszym ciągu rozwijane. Z drugiej natomiast strony badania procesów zniszczenia materiałów będą w znacznie szerszym stopniu prowadzone w złożonych stanach naprężenia przy stałych i zmiennych kierunkach naprężenia w cyklu.

Literatura

1. Z. L. Kowalewski, Experimental evaluation of the influence of stress state type on creep characteristics of copper at 523K, Arch. Mech., 47, 13-26, 1995.
2. Z. L. Kowalewski, Creep rupture analysis of metals under complex stress conditions, Proc. Conf. On Anisotropic Behaviour of Damaged Materials ABDM-2002, Kraków wrzesień 2002 (w druku).
3. H. S. Lamba, O. M. Sidebottom, Cyclic plasticity for nonproportional paths, ASME Journal of Engineering Materials and Technology, 100, 96-110, 1978.

4. D. L. McDiarmid, Fatigue under Out-of-Phase Bending and Torsion, *Fatigue Fracture Engng. Mater. Struct.*, 9, 6, 457-475, 1987.
5. Chr. Boller, T. Seeger, *Materials data for cyclic loading. Part A: Unalloyed Steels*, Materials Science Monographs, 42A, Amsterdam –Oxford –New York –Tokyo, Elsevier 1987.
6. L. Dietrich, Z. L. Kowalewski, On the cyclic surface of some engineering materials under complex stress conditions, *Arch. Mechanics*, 50, 5, 1998.
7. S. Calloch, D. Marquis, Additional hardening due to tension-torsion nonproportional loadings: Influence of the loading path shape, *Symposium on Multiaxial Fatigue and Deformation Testing Techniques*, Denver, Colorado 15 May 1995, ASTM PCN 04-012800-30, Philadelphia 1997.
8. H. Dietmann, T. Bhonghibhat, A. Schmidt, Multiaxial Behaviour of Steels under In-Phase and Out-of-Phase Loading, including Different Wave Forms and Frequencies, *Fatigue under Biaxial and Multiaxial Loading*, ESIS10 (Edited by K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie), 1991, Mechanical Engineering Publications, London, pp.449-464.
9. R. Döring, J. Hoffmeyer, T. Seeger, M. Vormwald, Elastic-Plastic Deformation under Cyclic Nonproportional Loading as Prerequisite for Fatigue Life Prediction, *Proceedings of the Eighth International Fatigue Congress*, Editor A. F. Blom, 3-7 June 2002, Stockholm, vol. 1/5.
10. C. Quinton Bowles, *Fracture and Structure*, ASTM Handbook, vol. 19, Fatigue and Fracture, Section 1: Introduction, ASM International, 1996, pp.5-14.
11. A. Griffith, The Phenomena of Rupture and Flow in Solids, *Phil. Trans. Roy. Soc. London*, A, 221, 1920, 163-198.
12. E. Orowan, *Zeitschrift der Physik*, 89, 1934, 605.
13. G. R. Irwin, *Fracture Dynamics*, *Trans. ASM*, 40A, 1948, 147-166.
14. *Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing*, DD 19: 1972, British Standards Institution.
15. *Metoda badania odporności na pękanie w płaskim stanie odkształcenia* - PN-87/H-04335.
16. R. Gannon, What Really Sank the Titanic, *Popular Science*, Feb 1995, p.45.
17. M. Heteny, *Handbook of Experimental Stress Analysis*, John Wiley, 1950.
18. Paul M. Mumford, *Application of Microcomputers to Mechanical Testing of Materials*, *Metal Progress*, 118, 3, 1980, pp.46-50.
19. J. Lemaitre, *A Course on Damage Mechanics*, Springer-Verlag, Berlin 1996.
20. L. Yang, A. Fatemi, Cumulative Fatigue Damage Mechanisms and Quantifying Parameters: A Literature Review, *J. Testing and Evaluation*, 26, 2, 1998, pp.89-100.
21. L. M. Kaczanow, *Introduction to Continuum Damage Mechanics*, Martinus Nijhoff, The Netherlands, 1986.
22. A. Fatemi, L. Yang, Cumulative fatigue damage and life predictions theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials, *Int. J. Fatigue*, 20, 1, 1998, pp. 9-34.
23. G. Socha, Experimental investigation of fatigue cracks nucleation, growth and coalescence in structural steel, *Int. J. Fatigue*, 25, 2003, 139-147.