

Badania mechaniczne i ultradźwiękowe stanu uszkodzenia materiałów wskutek procesu pełzania^{*)}

SŁAWOMIR MACKIEWICZ
ZBIGNIEW L. KOWALEWSKI
JACEK SZELAŻEK
JULIAN DEPUTAT

Wiarygodna ocena stopnia zaawansowania procesu utraty własności wytrzymałościowych materiału w odpowiedzialnych elementach konstrukcji pozwala prowadzić racjonalną gospodarkę remontową i przedłużać czas bezpiecznej eksploatacji. Dotyczy to w szczególności instalacji pracujących przez długi czas w podwyższonych temperaturach. W procesie pełzania powoli narasta koncentracja uszkodzeń materiału, a zniszczenie następuje bez wyraźnych wcześniejszych objawów. Oceny zapasu trwałości dokonuje się zwykle na podstawie pomiarów odkształcenia trwałego badanego elementu, wyników badań mechanicznych i metalograficznych przeprowadzanych na pobranych próbkach materiału (próba rozciągania, badanie udarowości, badania metalograficzne) bądź też wykonanych bezpośrednio na materiale ocenianego elementu (pomiar twardości, przenośna mikroskopia metalograficzna, repliki). Badania te są żmudne i kosztowne, a uzyskiwane informacje o stopniu degradacji dotyczą tylko małych obszarów materiału badanych elementów. Obszerny przegląd mechanizmów pełzania, a także sposobów badania stopnia uszkodzenia materiałów konstrukcyjnych w wyniku pełzania można znaleźć w pracach [1, 2].

W wielu ośrodkach naukowych prowadzone są badania, których celem jest opracowanie nieniszczących technik, pozwalających szybko badać znaczne obszary materiału, wykrywać miejsca, w których proces narastania uszkodzeń materiału jest niebezpiecznie zaawansowany i wiarygodnie ocenić stopień degradacji materiału. Badane są zależności korelacyjne między stopniem degradacji materiału w wyniku zmęczenia i pełzania a parametrami pętli histerezy magnetycznej i szumów magnetycznych, parametrami elektrycznymi, cieplnymi czy akustycznymi ocenianego materiału. Szczególnie wiele publikacji poświęconych jest badaniom zmian prędkości i tłumienia fal ultradźwiękowych [np. 3 – 7], a ostatnio także badaniom zmian parametrów opisujących nieliniowe zjawisko powstawania fal o częstotliwościach harmonicznych w stosunku do częstotliwości fal wprowadzanych do badanego materiału [np. 8 – 12].

W dostępnych publikacjach przedstawiane są wyniki prób zastosowania badań nieniszczących do oceny stanu degradacji materiału pracujących urządzeń i formułowane są stwierdzenia o możliwości przemysłowych zastosowań nowo opracowanych

technik. W krajowej energetyce i przemyśle chemicznym stosowana jest metoda, w której oceny stopnia degradacji materiału w wyniku pełzania dokonuje się na podstawie pomiarów tłumienia fal ultradźwiękowych oraz twardości [13]. Proponowane są też inne techniki, w tym sposoby oparte na badaniu parametrów połowego efektu *Barkhausena* [14] czy magnetycznej pamięci metalu [15]. W wielu przypadkach wysuwane są zastrzeżenia do wiarygodności tych technik. Nie ma dokumentów normatywnych dotyczących ich stosowania, nie są też one formalnie uznawane przez jednostki kwalifikujące jako techniki, na których można opierać wiążące oceny stanu urządzeń ze względu na bezpieczeństwo eksploatacji. Niektóre jednostki kwalifikacyjne uznają jednak wybrane techniki badań nieniszczących za pomocnicze. Wspólnym ograniczeniem istniejących technik badań nieniszczących jest ich mała czułość na zmiany stopnia uszkodzenia materiału we wczesnych etapach procesu zmęczenia lub pełzania. Zazwyczaj umożliwiają one wykrycie uszkodzeń materiału dopiero w bardzo zaawansowanym stanie, tuż przed zniszczeniem. Dlatego intensywnie poszukiwane są nowe zjawiska i nowe wskaźniki pozwalające wcześniej wykrywać i lepiej oceniać stopień degradacji własności wytrzymałościowych materiałów.

Wyniki dotychczasowych badań [4, 6] wskazują, że współczynnik tłumienia fal ultradźwiękowych w metalach konstrukcyjnych zmienia się wyraźnie dopiero w końcowym etapie procesów zmęczenia i pełzania, a zmiany prędkości są małe i nie pozwalają na jednoznaczną ocenę stopnia zaawansowania degradacji w warunkach przemysłowych. Trudności w praktycznym wykorzystaniu wyników pomiarów prędkości, tłumienia czy ich kombinacji są spowodowane istotną niejednorodnością własności akustycznych materiałów technicznych, a także faktem, że zarówno wartość prędkości, jak i współczynnika tłumienia fal zależą od wielu czynników, zaś degradacja materiału jest tylko jednym z nich. Potwierdzają to także wyniki ostatnio przeprowadzonych pomiarów na próbkach poddanych odkształceniom trwałym aż do 10% i na próbkach z materiału poddanego 140 tysiącom godzin pracy w wysokiej temperaturze i ciśnieniu [16]. Wykazały one praktycznie brak zmian współczynnika tłumienia i prędkości rozchodzenia się fal w badanych próbkach w rozważanym zakresie czasu pracy materiału.

Pomiary tych parametrów mogą natomiast być wykorzystane do monitorowania zmian stanu materiału, czyli w badaniach prowadzonych okresowo, od stanu początkowego dokładnie w tych samych miejscach badanych elementów. W przypadku instalacji energetycznych oznacza to pomiary wykonywane w ciągu wielu lat, z wysoką powtarzalnością

Dr Sławomir Mackiewicz, dr hab. inż. Zbigniew L. Kowalewski, dr hab. inż. Jacek Szelażek, prof. dr hab. Julian Deputat są pracownikami Instytutu Podstaw Problemów Techniki Polskiej Akademii Nauk.

^{*)} Praca została wykonana w ramach projektów badawczych nr PZB KBN/03/CD/2000 oraz nr 4 T07A 018 26 finansowanych przez Komitet Badań Naukowych.



cią. W pracy [7] opisany jest sposób monitorowania zmian tłumienia fal ultradźwiękowych spowodowanych pełzaniem. Autorzy poświęcili wiele uwagi na zaprojektowanie układu głowic, zapewniającego stałe sprzężenie akustyczne, a do śledzenia zmian tłumienia w szerokim zakresie częstotliwości zastosowali widmową analizę sygnału.

Ograniczenia metod opierających się na pomiarach prędkości i współczynnika tłumienia fal są powodem poszukiwania innych parametrów, które mogłyby być wykorzystywane w metodach nieniszczących w celu identyfikacji uszkodzeń i znalezienia ich korelacji ze stopniem uszkodzenia materiału. W badaniach ultradźwiękowych takimi parametrami są stałe opisujące własności nieliniowe materiału, czyli odstępstwa od prawa *Hooka*. Z doniesień literaturowych [np. 7 – 10] wynika, że zjawiska nieliniowe mogą być bardziej „czułe” na zmiany mikrostruktury materiału pochodzące z jego degradacji niż prędkość czy współczynnik tłumienia fal ultradźwiękowych.

W akustyce najbardziej znanym skutkiem nieliniowości własności sprężystych jest zmiana kształtu impulsu ultradźwiękowego rozchodzącego się w materiale i wynikająca z niej generacja wyższych harmonicznych. Zjawisko to zachodzi tym silniej, im większa jest amplituda fali rozchodzącej się w ośrodku. Jedną z miar nieliniowości ośrodka jest stosunek amplitudy fal harmonicznych powstających w materiale w wyniku jego nieliniowości do amplitudy fali o częstotliwości podstawowej. Nieliniowość sprężysta metali konstrukcyjnych jest niewielka. Fale ultradźwiękowe stosowane w badaniach tych metali mają bardzo małe amplitudy. Dlatego też efekt generacji harmonicznych nie jest łatwo mierzalny.

Pomimo trudności eksperymentalnych w literaturze opisywane są badania prowadzone tą metodą zarówno na próbkach materiałów, jak i próby wykorzystania jej do badań elementów eksploatowanych urządzeń. W pracy [9] opisane są badania zmian stosunku amplitud pierwszej i drugiej harmonicznej w materiale łopatek turbiny, w których zachodził proces zmęczenia. Badaniom poddano łopatki nowe oraz łopatki po 10 i 34 latach eksploatacji. Stwierdzono, że wartość stosunku amplitud harmonicznych koreluje z czasem pracy i zmienia się o około 250%. W pracy [10] opisano ultradźwiękowe i rentgenowskie badania martenzytycznych próbek stalowych o różnej zawartości węgla. Stwierdzono brak mierzalnej zależności prędkości propagacji fal od zawartości węgla przy jednoczesnej silnej, kilkunastoprocentowej zależności tego parametru od stosunku amplitud fal harmonicznych.

Badania próbek poddanych pełzaniu przy różnych poziomach naprężeń przedstawione są w pracy [11]. Stwierdzono tam jednoznaczna i silną zależność amplitudy trzeciej harmonicznej od stopnia zaawansowania procesu pełzania. Badania wykazały, że amplituda trzeciej harmonicznej nie koreluje z odkształceniem próbki, natomiast dobrze z nim koreluje amplituda drugiej harmonicznej.

W niniejszej pracy oprócz współczynnika tłumienia i prędkości fal ultradźwiękowych badano zmiany niewykorzystywanych dotychczas, a potencjalnie czułych na narastanie uszkodzeń materiału parametrów ultradźwiękowych, tj. stałej elastoakustycznej i współczynnika anizotropii sprężystej.

Podstawy fizyczne nowych technik

● Efekt elastoakustyczny

Innym przejawem nieliniowych własności ośrodka niż generacja fal harmonicznych, obserwowanym nawet dla fal o bardzo niskich amplitudach, jest zależność prędkości propagacji fal od naprężenia. Zjawisko to jest nazywane zjawiskiem elastoakustycznym. Zależność prędkości fal ultradźwiękowych od naprężenia jest od lat wykorzystywana w badaniach naprężeń [12, 17].

Liniowa teoria sprężystości oparta na prawie *Hooka* prowadzi do znanego związku między prędkością rozchodzenia się podłużnych fal ultradźwiękowych V_L w izotropowym nieograniczonym ośrodku a stałymi sprężystości *Lamego* λ i μ :

$$V_L = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}} \quad (1)$$

Zależność (1) nie przewiduje zmian prędkości fali przy odkształcaniu sprężystym materiału. Doświadczenie wykazuje jednak, że prędkość fal zmienia się proporcjonalnie do naprężenia. Opis tego zjawiska jest możliwy na gruncie nieliniowej teorii sprężystości.

W liniowej teorii sprężystości uwzględnia się tylko pierwszy człon wyrażenia na energię sprężystą odkształconego ośrodka sprężystego zawierający kwadrat odkształcenia, podczas gdy w nieliniowej teorii sprężystości brany jest pod uwagę także i drugi człon wyrażenia na energię, w którym odkształcenie występuje w trzeciej potęgze [18]:

$$\Phi = \frac{1}{2} c_{ijkl} S_{ij} S_{kl} + c_{ijklmn} S_{ij} S_{kl} S_{mn} \quad (2)$$

gdzie:

$i, j, k, l, m, n = 1, 2$ lub 3 ;

S_{ij} , S_{kl} i S_{mn} – składowe odkształcenia sprężystego.

Współczynniki przy pierwszym wyrazie są nazywane stałymi sprężystości drugiego rzędu, a współczynniki przy drugim wyrazie są nazywane stałymi sprężystości trzeciego rzędu.

Dla wykorzystywanych w pracy ultradźwiękowych fal podłużnych nieliniowa teoria sprężystości prowadzi do następującego związku między prędkością V fal rozchodzących się w kierunku naprężenia i wartością tego naprężenia σ [19]:

$$\rho_0 V^2 = \lambda + 2\mu - \frac{\sigma}{3K_0} \left[\frac{\lambda + \mu}{\mu} (4\lambda + 10\mu + 4m) + \lambda + 2l \right] \quad (3)$$

gdzie:

ρ_0 – gęstość masy w stanie nieodkształconym,

V – prędkość fal podłużnych rozchodzących się w kierunku naprężenia,

σ – naprężenie,

λ , μ – stałe sprężystości *Lamego* (drugiego rzędu),

$K_0 = \lambda + \frac{2}{3}\mu$ – moduł sprężystości objętościowej,

m , l – dwie (z trzech) stałych sprężystości trzeciego rzędu *Murnaghana* [20].

Biorąc pod uwagę wyrażenie na prędkość V_0 dla fal podłużnych w ośrodku nieodkształconym (1) oraz przyjmując, że przyrosty prędkości pod wpływem naprężenia są małe w stosunku do bezwzględnej wartości prędkości (co pozwala stosować przybliżenie

$V_0 + V = 2V_0$), otrzymujemy z równania (3) następujący związek między zmianą prędkości fal ultradźwiękowych a powodującym tę zmianę naprężeniem:

$$\frac{V-V_0}{V_0} = -\frac{\lambda+\mu(4\lambda+10\mu+4m)+\lambda+2l}{2(\lambda+2\mu)(3\lambda+2\mu)} \cdot \sigma \quad (4)$$

Współczynnik proporcjonalności między naprężeniem i względnym przyrostem prędkości fal ultradźwiękowych nazywany jest stałą elastoakustyczną materiału β i wyraża się przez kombinację stałych sprężystości drugiego i trzeciego rzędu. Dla rozważanego przypadku fal podłużnych rozchodzących się w kierunku jednoosiowego naprężenia stała elastoakustyczna wyraża się wzorem:

$$\beta = \frac{\lambda+\mu(4\lambda+10\mu+4m)+\lambda+2l}{2(\lambda+\mu)(3\lambda+2\mu)} \quad (5)$$

W stali węglowej przyrost naprężenia rozciągającego o 10 MPa powoduje zmniejszenie prędkości fal podłużnych rozchodzących się w kierunku naprężenia o około 0,55 m/s. Oznacza to, że stała elastoakustyczna stali dla tej konfiguracji kierunków propagacji fali i naprężenia mają wartości bliskie $\beta = -1,2 \cdot 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$.

Współczynnik anizotropii akustycznej (dwójfornność akustyczna)

Przyczyną anizotropii materiału polikrystalicznego jest wyróżniona orientacja własności elementów struktury, takich jak osie krystalograficzne monokrystalicznych ziaren (tekstura), długość ziaren czy też kierunki ułożenia zanieczyszczeń (anizotropia morfologiczna). Dyslokacyjne mechanizmy odkształcenia czynne w procesie pełzania pozwalają oczekiwać istotnych zmian anizotropii związanej z wyróżnioną orientacją osi krystalograficznych silnie anizotropowych monokrystalicznych ziaren. Ziarna obracają się, dążąc do ustawienia się kierunkami łatwego poślizgu równoległe do kierunku naprężenia wymuszającego odkształcenie. Obroty ziaren powodują zmiany współczynnika anizotropii akustycznej. Zmiany współczynnika anizotropii akustycznej materiału są stosunkowo łatwe do zmierzenia nawet w warunkach przemysłowych [17].

Współczynnik anizotropii akustycznej A jest określony zależnością:

$$A = \frac{V_{T1} - V_{T2}}{0,5(V_{T1} + V_{T2})} \quad (6)$$

gdzie:

V_{T1} – prędkość fal poprzecznych rozchodzących się w kierunku grubości próbki i spolaryzowanych w kierunku odkształcenia (kierunek długości próbki),

V_{T2} – prędkość fal poprzecznych rozchodzących się w kierunku grubości próbki i spolaryzowanych w kierunku prostopadłym do kierunku odkształcenia.

W pracy przedstawiono pierwsze wyniki badania korelacji między wartościami modułu Younga, umownej granicy plastyczności, wytrzymałości do rażnej i wydłużenia wyznaczonymi w próbie statycznego rozciągania próbek ze stali A336 a wyzna-

czonymi metodą ultradźwiękową wartościami współczynnika elastoakustycznego β i współczynnika anizotropii akustycznej materiału A .

Niszczące techniki badań stanu uszkodzenia materiałów

W zależności od aspektu badań analizę zmian stanu uszkodzenia materiałów pod wpływem różnych procesów deformacyjnych przeprowadza się między innymi na podstawie ewolucji powierzchni plastyczności lub przez porównywanie charakterystyk pełzania materiałów w stanie dostawy oraz podanych zadanej historii deformacji bądź przez porównanie charakterystyk rozciągania materiału dziewiczego i poddanego wstępnej deformacji symulującej konkretny proces eksploatacyjny.

Pod pojęciem powierzchni plastyczności rozumiemy zbiór punktów usytuowanych w przestrzeni naprężeń, które reprezentują wartości naprężeń odpowiadające jednakowej wartości odkształcenia. Powierzchnie plastyczności w zdecydowanej większości przypadków określa się doświadczalnie dla płaskich stanów naprężenia, ponieważ realizacja badań w przestrzennym stanie naprężenia jest bardzo trudna i kosztowna.

W literaturze można znaleźć wiele sposobów wyznaczania powierzchni plastyczności [21 – 23]. Do najczęściej stosowanych należą:

- metoda z użyciem wielu próbek, w której każdy punkt powierzchni reprezentujący określony stan naprężenia wyznaczany jest na jednej próbce,
- metoda z wykorzystaniem pojedynczej próbki przez kolejne jej obciążanie (spotykane są tu różne sekwencje obciążeń) w celu uzyskania danego odkształcenia trwałego (tzw. offsetu) dla kolejnych kierunków określonych w dwuwymiarowej przestrzeni naprężeń (σ , τ) przeciwnie lub zgodnie z ruchem wskazówek zegara.

Zgodnie z obserwacjami najlepsze wyniki jakościowe daje metoda wyznaczania powierzchni plastyczności z wykorzystaniem wielu próbek, ponieważ kształt i wymiary tak otrzymanej powierzchni nie są zakłócone przez historię kolejnych kombinacji obciążeń wykonywanych dla wyznaczenia powierzchni przy użyciu jednej próbki. Przeprowadzone badania [24] wykazują jednak, że także metoda, w której wykorzystuje się tylko jedną próbkę, może być stosowana w doświadczalnej analizie zmian powierzchni plastyczności, o ile spełnione są pewne warunki badań, związane zwłaszcza z ograniczeniem wartości plastycznej deformacji, jakich doznaje próbka na kolejnych kierunkach obciążania, oraz z przyjętą definicją granicy plastyczności. Zaletą tej metody jest dużo mniejszy koszt i pracochłonność w stosunku do metody testowania wielu próbek.

Jednym z ważniejszych zagadnień przy wyznaczaniu punktów powierzchni plastyczności jest definicja granicy plastyczności, ponieważ jej wartość decyduje o kształcie i wymiarach powierzchni. W literaturze można się spotkać z różnymi definicjami granicy plastyczności [21, 22], wśród których najczęściej stosowane są:

- uplastycznienie zdefiniowane przez osiągnięcie granicy proporcjonalności,
- uplastycznienie zdefiniowane jako naprężenie otrzymane przez powrotną ekstrapolację gładkiej

części charakterystyki naprężenie-odkształcenie do przecięcia z osią naprężenia,

- uplastycznienie odpowiadające z góry określonej wartości trwałego odkształcenia plastycznego.

W przedstawionych poniżej przykładach zaprezentowane zostaną wyniki opracowane na podstawie badań powierzchni plastyczności określonej z wykorzystaniem metody pojedynczej próbki. W badaniach tych jako definicję uplastycznienia przyjęto wartość trwałego odkształcenia plastycznego równą 5×10^{-5} .

● Technika oceny stopnia degradacji materiału oparta na koncepcji powierzchni plastyczności

Metodyka oceny stopnia wyeksploatowania materiałów z zastosowaniem koncepcji powierzchni plastyczności zostanie przedstawiona na podstawie badań wykonanych dla miedzi elektrolitycznej M1E [1] i stopu aluminium PA6 [25]. W doświadczeniach stosowano cienkościennie próbki rurkowe. Badania przeprowadzono na pełzarce przystosowanej do prowadzenia testów w podwyższonych temperaturach oraz na maszynie wytrzymałościowej Instron 1343, umożliwiającej realizację złożonych stanów naprężenia poprzez różne kombinacje siły osiowej i momentu skręcającego.

Procedura doświadczalna obejmowała:

1) wyznaczenie pierwotnych powierzchni plastyczności obu materiałów,

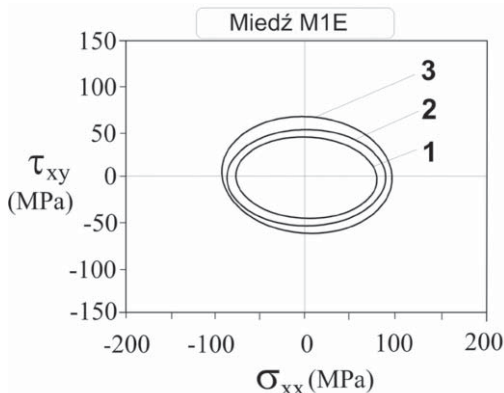
2a) wprowadzenie wstępnej deformacji w procesie pełzania w temperaturze 523 K (miedź) i 423 K (stop aluminium) przy jednoosiowym rozciąganiu dla dwóch wartości odkształcenia (5% i 15% dla miedzi oraz 1% i 2,5% dla stopu aluminium),

2b) wyznaczenie powierzchni plastyczności materiału z predeformacją przy pełzaniu,

3a) wprowadzenie wstępnej deformacji plastycznej w temperaturze pokojowej za pomocą monotonicznego jednoosiowego rozciągania do wartości analogicznych jak w próbach pełzania,

3b) wyznaczenie powierzchni plastyczności dla materiału odkształconego w procesie monotonicznego rozciągania.

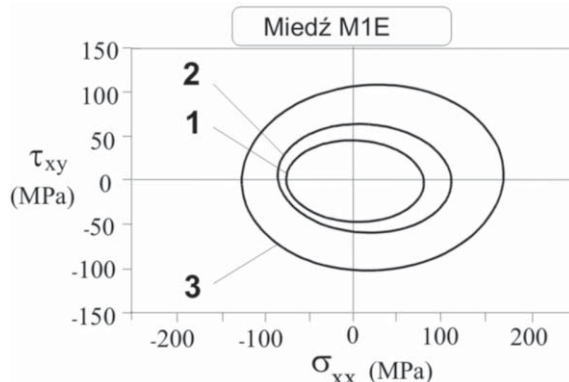
Punktem wyjściowym analizy zmian właściwości mechanicznych obu materiałów pod wpływem różnych historii deformacji było określenie początkowych powierzchni plastyczności, których kształt i wymiary pokazano na rys. 1 – 4 (powierzchnie oznaczone na każdym rysunku numerem 1).



Rys. 1. Porównanie początkowej powierzchni plastyczności 1 z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie do wartości odkształcenia 5% w procesie pełzania 2 i w procesie monotonicznego rozciągania 3 przy offsecie plastycznym 5×10^{-5}

W przypadku miedzi dla przyjętej definicji uplastycznienia stosunek osi elipsy aproksymującej punkty doświadczalne w kierunku ścisnąć-rozciągnąć i w kierunku skręcić dodatnie-skręcić ujemne pokrywa się praktycznie ze stosunkiem wynikającym dla elipsy spełniającej izotropowy warunek *Hubera-Misesa*. Warunek ten nie jest zachowany dla badanego stopu aluminium. Pierwotna powierzchnia plastyczności dla tego materiału jest znacznie spłaszczone w porównaniu z powierzchnią reprezentowaną przez elipsę *Hubera-Misesa*. Jest to efekt wynikający z tekstury stopu aluminium ukształtowanej w procesie wyciskania prętów, z których następnie wykonano próbki.

W następnym etapie programu określono powierzchnie plastyczności po celowo wprowadzonej deformacji. Aby uzyskać wizualny efekt wpływu wstępnej deformacji na pierwotną powierzchnię plastyczności, dokonano porównania powierzchni plastyczności o zadanym offsecie 5×10^{-5} dla obu materiałów przy różnym stopniu deformacji, jak i różnych jej typach. Na rys. 1 i 2 pokazano porównanie powierzchni dla miedzi nieodkształconej oraz poddanej wstępnej deformacji w procesie pełzania prowadzonego drogą rozciągania przy naprężeniu 95 MPa w temperaturze 523 K i w procesie monotonicznego rozciągania w temperaturze pokojowej do wartości odkształceń odpowiednio równych 5 i 15%.

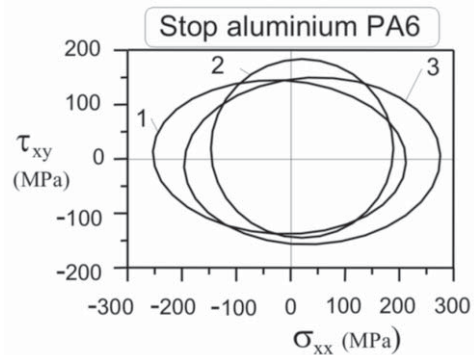


Rys. 2. Porównanie początkowej powierzchni plastyczności 1 z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie do wartości odkształcenia 15% w procesie pełzania 2 i w procesie monotonicznego rozciągania 3 przy offsecie plastycznym 5×10^{-5}

Jak widać, materiał na skutek wstępnej deformacji, niezależnie od jej rodzaju i wartości, uległ umocnieniu w stosunku do materiału w stanie wyjściowym. W wypadku deformacji początkowej wynoszącej 5% efekt umocnienia wywołany pełzaniem jest nieznaczny i ma charakter izotropowy, tj. powierzchnia dla tak odkształconego materiału nie zmieniła położenia swojego środka, a jedynie regularnie zwiększyła się jej wymiary. W wypadku materiału odkształconego przy pełzaniu do 15% oprócz efektu izotropowego pojawił się również efekt umocnienia kinematycznego, tj. przesunięcia powierzchni. Stopień umocnienia materiału odkształconego do wartości 15% jest – pomimo osiągnięcia trzeciego etapu pełzania – większy niż dla materiału odkształconego do wartości 5%. Na rys. 1 oraz 2 zamieszczono również powierzchnie dla miedzi zdeformowanej drogą monotonicznego obciążania do wartości od-

kształceń 5 i 15%. Różnica w umocnieniu pomiędzy materiałem wstępnie odkształconym w procesie monotonicznym do wartości 5 i 15% jest znacznie większa dla takich samych wartości predeformacji uzyskanych dla testów z deformacją wstępną zadaną w procesie pełzania. Wyraźnie uwidoczniony został efekt umocnienia kinematycznego materiału wstępnie odkształconego do wartości 15%. Analiza kształtu i wymiarów wszystkich powierzchni plastyczności zamieszczonych na rys. 1 i 2 prowadzi do zasadniczego wniosku: wstępna deformacja plastyczna uzyskana przy monotonicznym obciążaniu w temperaturze otoczenia powoduje znacznie większe umocnienie materiału niż jednakowa co do wartości deformacja trwała zadaną w procesie pełzania w podwyższonej temperaturze. Inny charakter zachowania pod wpływem tych samych jak dla miedzi procesów deformacyjnych reprezentują zmiany właściwości mechanicznych stopu aluminium. Ponieważ materiał ten ma znacznie niższą ciągliwość w porównaniu z miedzią (szczególnie przy pełzaniu), jako wielkości wstępnej deformacji przyjęto poziomy 1% i 2,5%. Dla zastosowanych warunków pełzania stopu aluminium (naprężenie 300 MPa, temperatura 423 K) odpowiadały one trzeciej fazie procesu.

Dla mniejszej wartości deformacji wstępnej stop aluminium wykazuje efekt umocnienia kinematycznego wyrażającego się przesunięciem powierzchni plastyczności w kierunku zgodnym z kierunkiem predeformacji (rys. 3). Należy zauważyć, że efekt ten jest bardzo wyraźny w przypadku początkowej deformacji zadawanej drogą monotonicznego odkształcenia w temperaturze pokojowej. W niewielkim stopniu uległa również przesunięciu powierzchnia reprezentująca właściwości mechaniczne stopu aluminium po pełzaniu. W obu przypadkach zaniedbywalny jest efekt umocnienia izotropowego. Wyniki dla PA6 odkształconego do wartości 2,5% wskazują (rys. 4), że deformacja przy monotonicznym rozciąganiu pogłębia efekt kinematycznego wzmocnienia, przy czym wzrost ten jest stosunkowo niewielki. Bezpośrednią przyczyną tego zjawiska jest charakter krzywej umocnienia stopu aluminium, dla którego przyrost umocnienia występuje w początkowej fazie deformacji. W dalszej części procesu krzywa ta ma płaski przebieg z niewielkim umocnieniem. Kształt i wymiary powierzchni plastyczności dla stopu aluminium po pełzaniu, zatrzymanym w momencie zaawansowanego trzeciego etapu procesu (2,5% od-

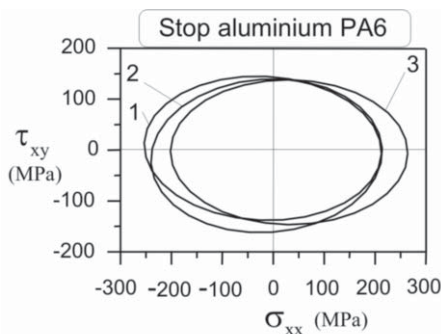


Rys. 4. Porównanie początkowej powierzchni plastyczności 1 z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie do wartości odkształcenia 2,5% w procesie pełzania 2, w procesie monotonicznego rozciągania w temperaturze pokojowej 3 przy offsecie plastycznym 5×10^{-5}

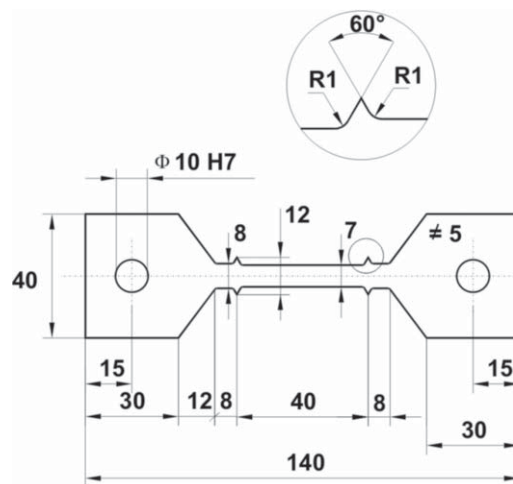
kształcenia) na 15 godzin przed wystąpieniem zniszczenia (żywołność PA6 przy poziomie naprężenia 300 MPa i temperaturze 423 K wynosiła 300 godzin), wskazują na zaawansowany proces degradacji materiału. Wyraża się on istotnym zmniejszeniem wymiaru powierzchni plastyczności w kierunku prowadzonej deformacji wstępnej. Efektu osłabienia materiału wskutek prowadzonego procesu pełzania nie widać w kierunku odpowiadającym skręcaniu (kierunek poprzeczny do kierunku rozciągania), a co więcej, można nawet zauważyć pewien wzrost wymiaru, w kierunku skręcania, tzw. efekt poprzeczny.

• **Technika oceny stopnia degradacji materiału na podstawie analizy parametrów statycznych próby rozciągania**

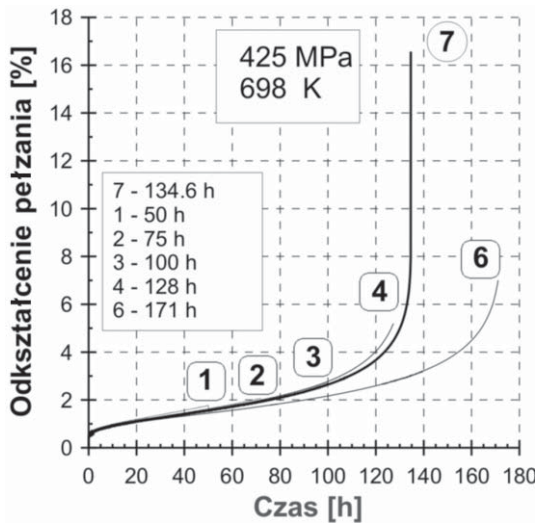
W opisie tej techniki wykorzystane zostaną badania stopnia uszkodzenia stali A336 gr. 5 wywołanego procesem pełzania [2]. W celu przeanalizowania tego problemu wykonano badania pełzania na próbkach płaskich (rys. 5) przy jednoosiowym rozciąganiu, przerywanym w kilku wybranych punktach krzywej pełzania. Dla każdej testowanej próbki wykonano badania oceny uszkodzenia metodami nieniszczącymi (rezultaty takich badań przedstawiono w następnym punkcie pracy), jak również metodami niszczącymi polegającymi na wykonaniu statycznej próby rozciągania i wyznaczeniu na jej podstawie zmian podstawowych parametrów mechanicznych.



Rys. 3. Porównanie początkowej powierzchni plastyczności 1 z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie do wartości odkształcenia 1% w procesie pełzania 2, w procesie monotonicznego rozciągania w temperaturze pokojowej 3 przy offsecie plastycznym 5×10^{-5}



Rys. 5. Wymiary próbki płaskiej

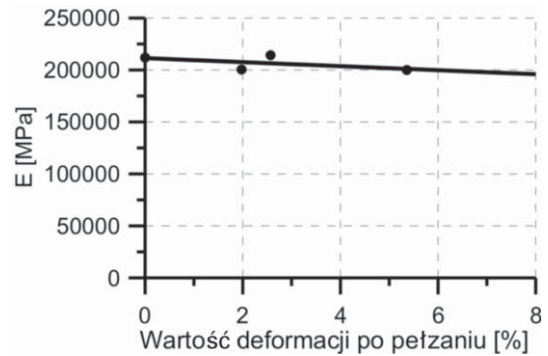


Rys. 6. Krzywe pełzania przy jednoosiowym rozciąganiu próbek płaskich w temperaturze 698 K, przy naprężeniu 425 MPa

Program badań obejmował wykonanie próby pełzania przy jednoosiowym rozciąganiu do zniszczenia oraz prób pełzania zatrzymywanych na różnym etapie zaawansowania procesu pełzania (pięć próbek). Wyniki przeprowadzonych prób pełzania przedstawiono na rys. 6.

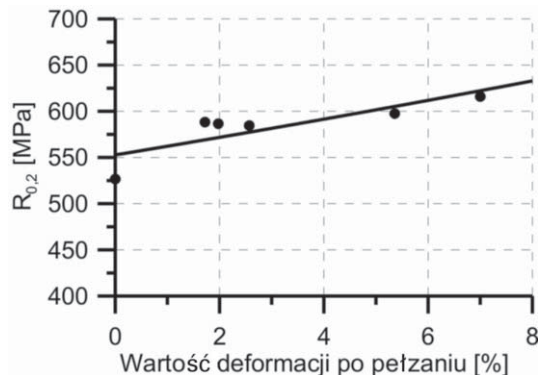
Po przeprowadzeniu badań metodami nieniszczącymi próbki zdeformowane w procesie pełzania poddano statycznym próbom rozciągania w temperaturze pokojowej. Charakterystyki rozciągania uzyskane z tych badań zamieszczone są na rys. 7a, 7b, przy czym rys. 7a pokazuje całe krzywe rozciągania, rys. 7b – częściowe charakterystyki rozciągania prezentowane w celu lepszej identyfikacji miejsca występowania wyraźnej granicy plastyczności.

Na podstawie wyników otrzymanych ze statycznych prób rozciągania określono zmiany podstawowych parametrów mechanicznych stali A336. Ewolucję tych parametrów schematycznie pokazano na rys. 8 – 11 jako funkcję wielkości deformacji wywołanej procesem pełzania. Na rys. 8 zaprezentowano zmiany modułu *Younga*. Jak widać, parametr ten wykazuje niewielką tendencję spadku ze wzrostem wartości deformacji pełzania. Zupełnie przeciwny efekt można zauważyć analizując wyniki reprezen-

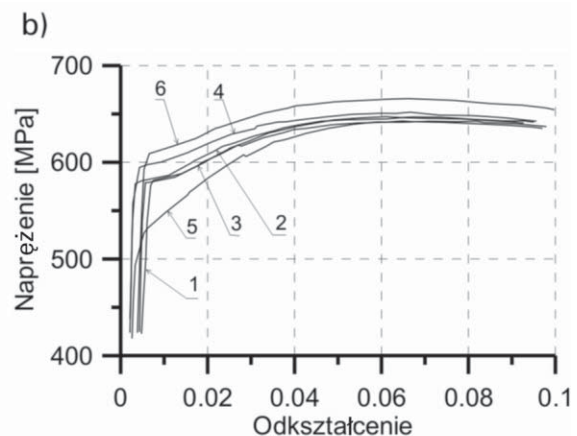
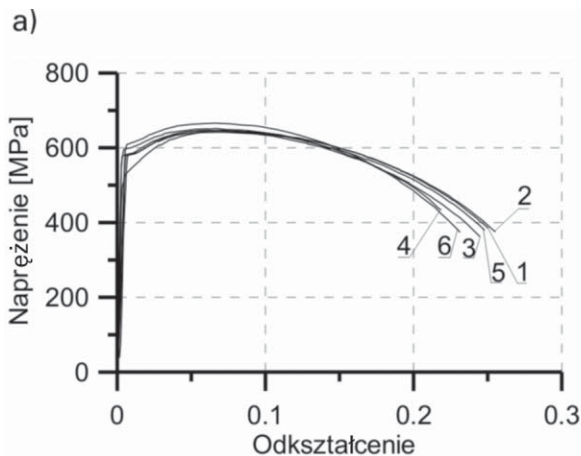


Rys. 8. Moduł *Younga* w zależności od deformacji wywołanej procesem pełzania

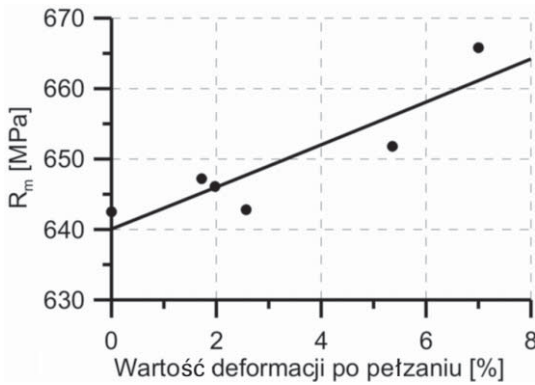
tujące granicę plastyczności (rys. 9) i granicę wytrzymałości doraźnej (rys. 10). Oba te parametry ulegają zwiększeniu ze wzrostem wartości wstępnej deformacji na skutek pełzania, co świadczy o wzmocnieniu materiału. Jest to wynik zaskakujący wobec faktu, że proces pełzania próbek 4 i 6 został zatrzymany praktycznie tuż przed wystąpieniem zniszczenia na skutek pełzania. Fakt ten może świadczyć o braku lub stosunkowo małej liczbie pustek w strukturze uszkodzanego drogą pełzania materiału. Badania mikroskopowe próbek poddawanych pełzaniu potwierdziły tę tezę. Na zglądach metalograficznych zaobserwowano wprowadzić pustki, ale ich liczba była niewielka, a główne ich skupiska skoncentrowane były w miejscach przetomu.



Rys. 9. Umowna granica plastyczności w funkcji odkształcenia pełzania



Rys. 7. Charakterystyki rozciągania próbek ze stali A336 poddanych pełzaniu, zatrzymywanych w różnych fazach zaawansowania procesu (5 – materiał w stanie dostawy; 1, 2, 3, 4, 6 – materiał badany po pełzaniu zatrzymanym po odpowiednio 50, 75, 100, 128, 171 godzinach)



Rys. 10. Granica wytrzymałości doraźnej w funkcji odkształcenia pełzania

Na rys. 11 przedstawiono zmiany wydłużenia próbek rozrywanych w temperaturze pokojowej. Jak wynika z pokazanych danych, wydłużenie wprawdzie obniża się, ale w zestawieniu z odkształceniem po pełzaniu suma trwałych odkształceń pochodzących z procesu plastycznego płynięcia i pełzania jest większa niż odkształcenie próbki materiału w stanie dostawy po próbie rozciągania.

Technika oceny uszkodzenia przez wykonywanie statycznych prób rozciągania próbek o różnym stopniu degradacji daje wyniki, które w wielu przypadkach nie są satysfakcjonujące, ponieważ dla niektórych materiałów uzyskuje się rezultaty świadczące o podwyższeniu parametrów wytrzymałościowych materiału wskutek wstępnej deformacji, pomimo obniżenia wartości parametrów pełzania. Wynik taki otrzymano między innymi w prezentowanych badaniach dla stali A336 gr. 5. Aby można było wykorzystywać tego typu techniki do oceny uszkodzenia, należałoby dodatkowo przeprowadzać próby rozciągania dla materiału zdeformowanego wstępnie w drodze monotonicznego rozciągania do takich samych wartości odkształcenia jak otrzymane przy pełzaniu. Dopiero takie porównanie dałoby pełniejszą odpowiedź, jaki jest stopień osłabienia materiału po pełzaniu. Wydaje się, że lepszym jednak sposobem oceny pozostałej żywotności materiału poddawanego procesowi pełzania byłoby skorelowanie parametrów metod niszczących z parametrami metod nieniszczących. Jest to jeden z aktualnych kierunków w badaniach materiałów.

Badania ultradźwiękowe

Badania ultradźwiękowe próbek poddanych pełzaniu wykonano za pomocą defektoskopu cyfrowego Panametrics Epoch 4 sprzężonego z systemem komputerowym. Do pomiaru współczynnika tłumienia stosowano głowice normalne na fale podłużne o częstotliwości 10 MHz. Wiązkę ultradźwiękową wprowadzano w kierunku grubości próbki. Wartość współczynnika tłumienia wyznaczano na podstawie stosunku amplitud kolejnych ech przeciwległej powierzchni próbki.

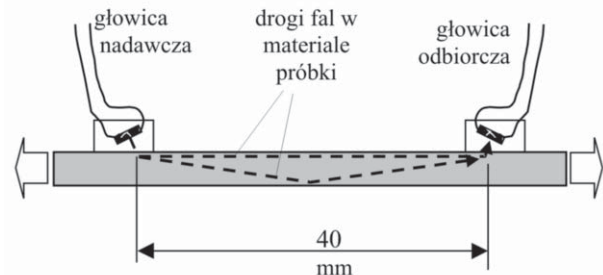
W pomiarach współczynnika elastoakustycznego β i współczynnika anizotropii akustycznej A wykorzystywano wspomaganie komputerowe (uśrednianie i ekstrapolację sygnału), dzięki któremu możliwy był pomiar czasu przejścia impulsów ultradźwiękowych z dokładnością do 1 ns [26]. Wartości współ-

czynnika elastoakustycznego β wyznaczano na podstawie pomiarów wykonywanych podczas prób jednoosiowego rozciągania próbek. Stosowano układ głowic ultradźwiękowych przedstawiony na rys. 12.

Do nadawania i odbioru fal wykorzystano przetworniki piezoelektryczne o wymiarach 2,5 x 6 mm i częstotliwości rezonansowej 4 MHz wytwarzające fale typu podłużnego. Przetworniki były przyklejone na stałe do powierzchni próbki za pomocą żywicy epoksydowej, która spełniała jednocześnie rolę klina załamującego fale ultradźwiękowe tak, aby rozchodziły się równoległe do powierzchni próbki. Odległość między przetwornikami odpowiadała, w przybliżeniu, długości części pomiarowej próbki i wynosiła około 40 mm (rys. 12).



Rys. 11. Zmiany wydłużenia rozciąganych próbek w funkcji odkształcenia pełzania



Rys. 12. Schemat pomiaru wartości współczynnika elastoakustycznego w czasie próby rozciągania

Badanie wykonywano metodą przepuszczania. Głowica nadawcza wprowadzała do materiału próbki podłużne fale podpowierzchniowe, które po przejściu odcinka pomiarowego rejestrowane były przez głowicę odbiorczą. Uzyskiwane impulsy ultradźwiękowe zobrazowane były na ekranie aparatu ultradźwiękowego.

W przeprowadzonym eksperymencie mierzono zmiany czasu przejścia impulsów ultradźwiękowych przechodzących przez pomiarowy odcinek próbki w funkcji przyłożonego naprężenia rozciągającego. Pomiary wykonywano w zakresie naprężeń od 0 do 345 MPa. Wartość współczynnika elastoakustycznego obliczano następnie ze wzoru (7):

$$\beta = \frac{V_{\sigma} - V_0}{V_0 \sigma} = \frac{t_0 - t_{\sigma}}{t_{\sigma} \sigma} \quad (7)$$

gdzie:

V_0 – prędkość fali w stanie bez naprężenia,
 V_{σ} – prędkość fali w stanie naprężonym,

t_0 – czas przejścia fali w stanie bez naprężenia,
 t_σ – czas przejścia fali w stanie naprężonym,
 σ – wartość naprężenia.

Pomiary prowadzono w stałej, pokojowej temperaturze, dzięki czemu można było zaniedbać temperaturową zależność prędkości propagacji fal zarówno w materiale próbki, jak i w klinach załamujących. Wartość wyznaczonego w opisany sposób współczynnika elastoakustycznego jest wartością uśrednioną na drodze fali między głowicą nadawczą i odbiorczą.

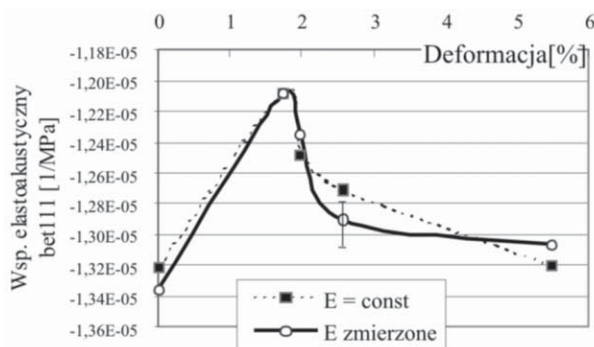
Rys. 13 przedstawia zależność współczynnika elastoakustycznego β od deformacji wywołanej procesem pełzania. Dla porównania, linią przerywaną, pokazano wartości współczynnika β obliczone bez uwzględnienia wydłużenia próbki, czyli obliczone przy założeniu, że wartość modułu *Younga* we wszystkich próbkach jest stała i niezależna od stopnia deformacji. Porównanie obu wykresów pokazuje, że wpływ zmian wartości E na wyniki jest znikomy. Obrazuje to również, że wywołane pełzaniem zmiany prędkości propagacji fali podłużnej, zależnej od wartości E , są bardzo małe.

Z wykresu wynika, że współczynnik elastoakustyczny wyznaczony na próbce w stanie dostawy, niepoddanej procesowi pełzania, wyraźnie odstaje od reszty rezultatów. W odróżnieniu od próbek zdeformowanych próbka ta nie była poddana działaniu wysokiej temperatury. Aby wykluczyć ewentualny wpływ długotrwałego oddziaływania temperatury na wartość współczynnika elastoakustycznego, próbkę tę poddano wygrzewaniu w tej samej temperaturze, w której symulowano proces pełzania, i powtórzono badania. Okazało się, że samo wygrzanie próbki w temperaturze 698 K nie zmieniło wartości stałej elastoakustycznej materiału. Skokowa zmiana wartości tego parametru między próbką dziewiczą a pierwszą zdeformowaną, sięgająca blisko 10%, wymaga wyjaśnienia.

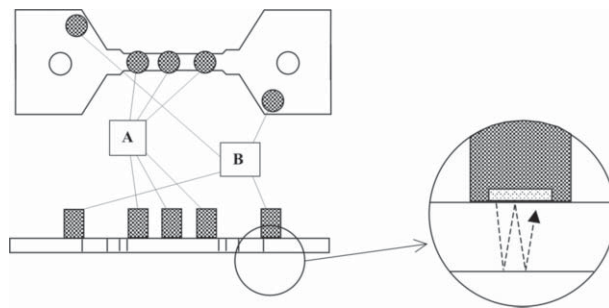
Dla zbioru próbek zdeformowanych w wyniku pełzania zaobserwować można, że wartość stałej elastoakustycznej β spada wraz ze wzrostem deformacji, przy czym dla deformacji większych niż 3% szybkość spadku maleje.

Współczynnik anizotropii akustycznej (dwójtomność) A wyznaczano na podstawie pomiarów czasów przejścia przez grubość próbki fal poprzecznych spolaryzowanych w kierunku odkształcenia trwałego i w kierunku prostopadłym (rys. 14).

Pomiary czasu przejścia fal wykonywane były metodą echa, głowicą normalną na fale poprzeczne



Rys. 13. Zależność wartości współczynnika elastoakustycznego β od deformacji w wyniku pełzania



Rys. 14. Schemat pomiaru dwójtomności akustycznej, A – głowica na części pomiarowej, B – głowica na części uchwytywnej

z przetwornikiem o średnicy 8 mm i częstotliwości 5 MHz, przykładaną do płaskiej powierzchni próbki. Jako ośrodek sprzęgający umożliwiający przeniesienie drgań ścinania z głowicy do materiału próbki stosowano żywicę epoksydową o wysokiej lepkości (bez utwardzacza). W celu wyeliminowania wpływu czasu przejścia fali przez warstwę ośrodka sprzęgającego, pomiary przeprowadzono metodą różnicową, mierząc różnicę czasów między 3 i 1 odbiciem fal od przeciwległej powierzchni próbki. Pomiary anizotropii akustycznej wykonywano na próbkach nieobciążonych. Schemat badania pokazano na rys. 14. Wartość dwójtomności B obliczano według wzoru:

$$B = 2 \cdot (t_{T1} - t_{T2}) / (t_{T1} + t_{T2}) = B_0 + B_p \quad (8)$$

gdzie:

- t_{T1} – czas przejścia fali spolaryzowanej w kierunku obciążenia (w kierunku osi próbki),
- t_{T2} – czas przejścia fali spolaryzowanej w kierunku prostopadłym do obciążenia,
- B_0 – dwójtomność wynikająca z początkowej, teksturalnej anizotropii materiału,
- B_p – dwójtomność wynikająca ze zmian w wyniku pełzania.

Aby wyeliminować wpływ początkowej anizotropii B_0 , wartość B_0 dla każdej z próbek mierzono w części uchwytywnej, zakładając, że w tych obszarach materiału proces pełzania nie zachodził i anizotropia akustyczna jest w nich taka, jak w materiale nieuszkodzonym. Wartość dwójtomności B_p wywołanej deformacją w wyniku pełzania obliczano jako:

$$B_p = B - B_0 \quad (9)$$

gdzie:

- B – wynik pomiaru w części roboczej próbki,
- B_0 – wynik pomiaru w części uchwytywnej próbki.

Na rys. 15 pokazano wartości średnie dwójtomności akustycznej wyznaczone w częściach pomiarowych i uchwytowych badanych próbek. Pokazane na rysunku wyniki są wartościami średnimi uzyskanymi z trzech pomiarów wykonanych w części pomiarowej próbki i dwóch pomiarów wykonanych w części uchwytywnej (rys. 14).

Pomiary wykonane na częściach uchwytowych wykazują pewien rozrzut wartości dwójtomności akustycznej wokół wartości zero, co należy rozpatrywać jako sumaryczny wpływ błędów pomiarowych oraz niejednorodności własności materiału. Na tle wartości dwójtomności w częściach uchwytowych jednoznacznie uwidaczniają się zmiany dwójtomności w częściach pomiarowych, które monotonicznie ros-

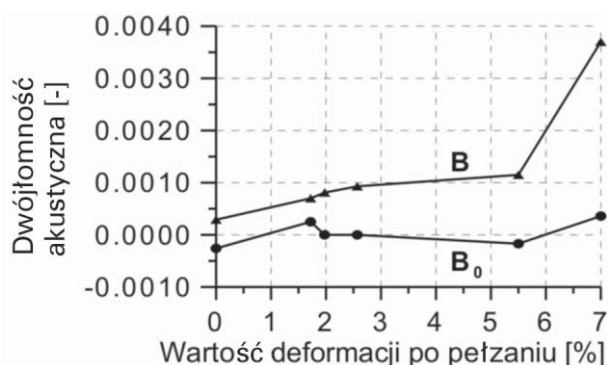


ną w funkcji deformacji w wyniku pełzania. Wartości średnie dwójtomności akustycznej wyznaczone w częściach pomiarowych są co najmniej kilkakrotnie większe od rozrzutu wartości dwójtomności spowodowanego błędami pomiarowymi i niejednorodnością materiału. W czasie pomiarów stwierdzono także, że rozkład wartości dwójtomności na długości części pomiarowej próbek nie jest jednorodny i z zasady występuje w nim jedno wyraźne maksimum. Maksimum to najsilniej uwidaczniało się na próbkach o największej deformacji w wyniku pełzania. W przypadku próbki o deformacji 7% punkt maksimum dwójtomności ($A = 6,7 \cdot 10^{-3}$) pokrywa się z miejscem, w którym wystąpiła szyjka. W przypadku próbek mniej odkształconych efekt szyjkowania nie był widoczny, ale można sądzić, że miejsca o większej dwójtomności akustycznej są obszarami o większej koncentracji mikrouszkodzeń, w których w dalszych etapach pełzania rozwinęłyby się uszkodzenia makroskopowe. Przedstawione wyniki wskazują, że pomiary dwójtomności akustycznej mogą być dobrym wskaźnikiem stopnia degradacji materiału w wyniku pełzania, umożliwiającym jednocześnie wskazywanie miejsc potencjalnych zagrożeń.

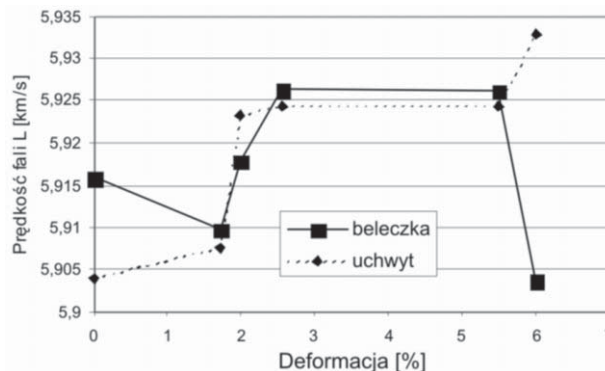
Poza badaniami zmian współczynnika elastoakustycznego i dwójtomności akustycznej na opisywanych próbkach przeprowadzono także pomiary prędkości propagacji i współczynnika tłumienia fal ultradźwiękowych. Próby znalezienia korelacji między współczynnikiem tłumienia fal a stopniem deformacji w wyniku pełzania nie powiodły się. Podobnie nie znaleziono korelacji między wartościami prędkości czy stosunkami prędkości różnych modów fal ultradźwiękowych a stopniem deformacji w wyniku pełzania. Przykładowo, rys. 16 pokazuje wyniki pomiarów prędkości propagacji fali podłużnej w kierunku prostopadłym do kierunku odkształcenia w częściach pomiarowych i uchwytach próbek. Widoczne są jedynie przypadkowe wahania prędkości mieszczące się w granicach $\pm 0,5\%$ prędkości średniej.

Warto tu zauważyć, że w przypadku badania próbek o grubości około 5 mm błąd w ocenie grubości próbek o 0,01 mm powoduje błąd w ocenie prędkości propagacji fali podłużnej o więcej niż 10 m/s.

Wyniki badania dwójtomności pokazały ponadto, że stosunek prędkości fali podłużnej do poprzecznej, z jakiego korzystają niektórzy badacze, jest wskaźnikiem, którego wartość zależy od kierunku polaryzacji fali poprzecznej. Fakt ten nie był uwzględniany w dotychczasowych badaniach.



Rys. 15. Zależność średniej dwójtomności akustycznej próbek w części pomiarowej B oraz uchwytowej B₀ od deformacji w wyniku pełzania



Rys. 16. Wyniki pomiarów prędkości fali podłużnej w części pomiarowej i uchwytowej próbek

Omówienie wyników i wnioski

Pomiary współczynnika elastoakustycznego β pokazały, że wraz z deformacją w wyniku pełzania jego wartość zmienia się o około 8%. Oznacza to, że wartość tego parametru zmienia się wielokrotnie więcej niż wartość prędkości propagacji czy tłumienia fal ultradźwiękowych. Potwierdza to doniesienia literaturowe mówiące o tym, że zjawiska nieliniowe są „czułymi wskaźnikami stanu uszkodzenia materiału”.

Czułym miernikiem stopnia deformacji w wyniku pełzania okazała się dwójtomność akustyczna materiału. Argumentem za wykorzystaniem tej techniki w badaniach stopnia uszkodzenia materiału jest prostota pomiaru, który może być przeprowadzony na dowolnym, płasko-równoległym elemencie (na przykład w ściance rury) o grubości znanej jedynie w przybliżeniu. Z praktycznego punktu widzenia istotne znaczenie ma fakt, że wynik pomiaru dwójtomności nie jest zależny od temperatury i nie ma potrzeby stosowania poprawki temperaturowej.

Zauważone zmiany anizotropii akustycznej w funkcji deformacji w wyniku pełzania mogą być interesującym źródłem informacji o udziale mechanizmów związanych z ruchem dyslokacji w całkowitym odkształceniu próbki. Mechanizmy odkształcenia trwałego niezwiązane z ruchem dyslokacji nie prowadzą do zmian orientacji osi krystalograficznych ziaren.

Dotychczas ocena udziału poszczególnych mechanizmów odkształcenia w procesie pełzania była możliwa na podstawie porównania rejestrowanego przebiegu zmian prędkości odkształcenia w funkcji czasu z zależnością przewidywaną przez odpowiednie modele mechanizmów odkształcenia. Można mieć nadzieję, że badania zmian anizotropii akustycznej materiału będą dodatkowym źródłem informacji o procesach odkształcenia przez pełzanie.

W czasie badań przeprowadzono pomiary absolutnych wartości prędkości propagacji fal różnych typów oraz współczynnika tłumienia fal podłużnych. Wartości prędkości i współczynnika tłumienia nie wykazały istotnej zależności od stopnia deformacji materiału wywołanej pełzaniem. Wyniki te są potwierdzeniem pokazanej na rys. 8 praktycznej stałości modułu Younga.

LITERATURA

1. Kowalewski Z. L.: Analiza procesu pełzania oraz jego wpływu na zachowanie metali w jednoosiowym i złożonym stanie naprężenia. Prace IPPT PAN 7/1996.

2. *Kowalewski Z. L.*: Pełzanie – mechanizmy – zmiany właściwości materiałów. Nieniszczące Badania Materiałów. Wykłady dziesiątego seminarium szkoleniowego. Zakopane 16-19 marca 2004, IPPT PAN, Biuro Gamma, 2004, ss. 49 – 83.
3. *Papadakis E. P.*: Ultrasonic Attenuation and Velocity in Three Transformation Products in Steel. *Journal of Applied Physics*, Vol. 35, No 5, May 1964, pp. 1474 – 1481.
4. *Narayan R., Green R. E., jr.*: Ultrasonic Attenuation Monitoring of Fatigue Damage in Nuclear Pressure Vessel Steel at High Temperature. *Materials Evaluation*, February 1975, pp. 25 – 36.
5. *Vary A.*: Correlation among Ultrasonic Propagation Factors and Fracture Toughness Properties of Metallic Materials. *Materials Evaluation*, June 1978, pp. 56 – 63.
6. *Fel D., Hsu D.K., Warchol M.*: Simultaneous Velocity, Thickness and Profile Imaging by Ultrasonic Scan. *Journal of Nondestructive Evaluation*, No. 8/ 2001, pp. 95 – 112.
7. *Ogi H., Minami Y., Aoki S., Hirao M.*: Contactless Monitoring of Surface-Wave Attenuation and Nonlinearity for Evaluating Remaining Life of Fatigued Steel. Proc. 15WCNDT Roma 2000, <http://www.ndt.net/article/wcndt00/papers/idn184/idn184.htm>.
8. *Schneider E.*: Untersuchung der materialspezifischen Einflüsse und verfahrenstechnische Entwicklung der Ultraschallverfahren zur Spannungsanalyse an Bauteilen. Fraunhofer IRB Verlag, Stuttgart 2000.
9. *Hinton Y. L., Na J. K., Yost W. T., Kessel G. L.*: Field Measurement of the Acoustic Nonlinear Parameter in Turbine Blades. NASA Langley Research Center Report, NASA/TM-2000-210303.
10. *Hurley D. C., Balzae D., Putscher P. T., Hollman K. W.*: Nonlinear ultrasonic parameter in quenched martensitic steel. *Journal of Applied Physics*, Vol. 83, No. 9, pp. 4584 – 4588.
11. *Kang J., Qu J., Saxena A., Jacobs L.*: On the Detection of Creep Damage in a Directionally Solidified Nickel Base Superalloy Using Nonlinear Ultrasound. Proc. AIP Conference, Vol. 700(1), February 26, 2004, pp. 1248 – 1255.
12. *Deputat J.*: Własności i wykorzystanie zjawiska elastoakustycznego do pomiarów naprężeń własnych. *Prace IPPT* nr 28/1987.
13. *Stefanowicz J.*: Metodyka diagnostyczna WIT. WIT-Biuletyn, Poznań, styczeń 1995, Nr 1(3), rok II, ZBM WITEX S.A.
14. *Dubov A. A.*: Diagnostyka wytrzymałości oprzyrządowania i konstrukcji z wykorzystaniem magnetycznej pamięci metalu. *Dozór Techniczny*, nr 1/ 2002, ss. 37 – 40 i *Dozór Techniczny* nr 2/ 2002, ss. 14 – 18.
15. *Auguštyniak B.*: Zjawiska magnetoosprężyste i ich wykorzystanie w nieniszczących badaniach materiałów. Politechnika Gdańska, Gdańsk 2003.
16. Research on Creep Damage Detection in Reformer Tubes by Ultrasonic Testing, Rafael Martínez-Ona, Mariadel Carmen Pérez. Tecnatom, S.A., Madrid. Proc. 15 WCNDT Roma 2000, <http://www.ndt.net/article/wcndt00/papers/idn238/idn238.htm>.
17. *Szelążek J.*: Postępy w ultradźwiękowych badaniach naprężeń. *Prace IPPT* nr 4/2001.
18. *Love A. E. H.*: *The Mathematical Theory of Elasticity*. 4 th Edn. Cambridge University Press, London 1927.
19. *Hyghes D.S., Kelly J. L.*: Second-Order Elastic Deformation of Solids. *Phys. Rev.*, 92, 1953, p.1145.
20. *Murnaghan T. D.*: *Finite deformation of an elastic solid*. J. Wiley and Sons, Inc., New York 1951.
21. *Hecker S. S.*: Experimental studies of yield phenomena in biaxially loaded metals [in:] *Constitutive Equations in Viscoplasticity: Computational and Engineering Aspects*. The Winter Annual Meeting of The American Society of Mechanical Engineers, New York City, NY, Ed. Stricklin and Saczalski, ASME, AMD, 20, pp.1 – 33, 1976.
22. *Ikegami K.*: An historical perspective of the experimental study of subsequent yield surfaces for metal – parts 1 & 2, *P. Soc. Mat. Sci.*, Vol. 4, 1975 pp. 491 – 505, and vol. 24, pp. 709 – 719.
23. *Trąmpczyński W.*: The experimental verification of the unloading technique for the yield surface determination. *Arch. Mech.*, 44, 2, 171, 1992.
24. *Dietrich L., Kiryk R., Socha G., Śliwowski M.*: Identyfikacja anizotropii plastycznej stopu aluminium. *Prace IPPT* nr 2 6/1994.
25. *Kowalewski Z. L.*: Eksperymentalna ocena wpływu historii deformacji na zachowanie metali w złożonym stanie naprężenia. *Mat. Konf. XX Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego*, Polanica Zdrój, 25 wrzesień 2002, ss. 139 – 142.
26. *Mackiewicz S.*: Zasady pomiaru parametrów akustycznych materiału dla oceny stanu konstrukcji. Wykłady dziesiątego seminarium szkoleniowego Nieniszczące Badania Materiałów, Zakopane 2004.