

5.17.10. — obciążenia jedno- i wielowarstwowe
5.17.14. — płynięcie plastyczne

PRACA DOKTORSKA

Grzegorz Socha

ZMIANY ANIZOTROPII PLASTYCZNEJ
METALI W CZASIE

21/1995

P. 269



WARSZAWA 1995

<http://rcin.org.pl>

Praca wpłynęła do Redakcji dnia 20 kwietnia 1995 r.

Praca doktorska

recenzent – Prof. dr hab. Wojciech Szczepiński

promotor – Prof. dr hab. Lech Dietrich

56588



Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN
Nakład 100 egz. Ark. wyd. 5,5 Ark. druk. 7,0
Oddano do drukarni w czerwcu 1995 r.

Wydawnictwo Spółdzielcze sp. z o.o.
Warszawa, ul. Jasna 1

<http://rcin.org.pl>

Zmiany anizotropii plastycznej metali w czasie

Streszczenie

W pracy przedstawiono wyniki eksperymentalnych badań zmian stanu anizotropii plastycznej stopów metali spowodowanych zdrowieniem odkształconego trwale materiału. Badania przeprowadzono dla dwóch stopów różniących się pod względem struktury krystalograficznej i procesu wytwórczego, a mianowicie dla stopu aluminium PA6 oraz dla stali 45. Zbadano ponadto zmianę stanu odkształceń zdeformowanego plastycznie i odciążonego materiału oraz wpływ zdrowienia dynamicznego na kształt krzywej naprężenie-odkształcenie obciążanego cyklicznie materiału. Wszystkie badania wykonano przy pomocy prób jednoosiowych przeprowadzonych w temperaturze otoczenia. Wyniki badań pokazały, że stan anizotropii plastycznej zdeformowanego i odciążonego materiału zmienia się znacząco wraz z czasem upływającym od usunięcia obciążenia powodującego deformację. Zmiany parametrów anizotropii k , α_x oraz Δk zostały przedstawione jako funkcje czasu zdrowienia. Zmiany stanu anizotropii plastycznej zdeformowanego trwale i odciążonego materiału zostały ponadto przedstawione w formie przekrojów powierzchni plastyczności płaszczyzną $\sigma_x - \tau_{xy}$. Badania dodatkowe wykazały, że stan odkształceń jednorodnie zdeformowanego plastycznie i odciążonego materiału zmienia się w czasie po usunięciu obciążenia a także, że zdrowienie dynamiczne wpływa na kształt krzywej naprężenie-odkształcenie obciążanego cyklicznie materiału.

1. Wstęp

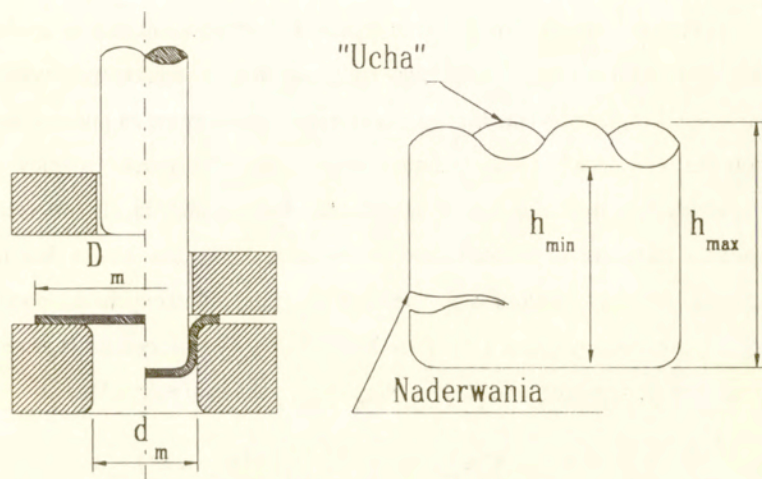
Większość operacji technologicznych będących częściami procesu produkcji półwyrobów hutniczych prowadzi do wytworzenia w materiałach polikrystalicznych, jakimi są metale i ich stopy, ukierunkowanej struktury. Struktura taka, zwana teksturą i posiadająca uprzywilejowane kierunki orientacji spowodowana jest między innymi deformacją plastyczną materiału w operacjach walcowania, przeciągania oraz w innych operacjach technologicznych obróbki plastycznej. Tekstura materiału jest jednym z powodów kierunkowości jego własności mechanicznych zwanej anizotropią.

Anizotropia własności plastycznych wywołana trwałym odkształceniem materiału w trakcie procesu technologicznego jest bardzo ważnym parametrem charakteryzującym ten materiał. Dla materiałów w postaci półwyrobów przeznaczonych do dalszych operacji technologicznych (np. obróbki plastycznej) może ona być parametrem decydującym o przydatności danego półwyrobu do tych operacji. Klasycznym, najczęściej wymienianym przykładem pokazującym jak istotna jest anizotropia własności plastycznych materiału, jest określanie przydatności blach do procesów głębokiego tłoczenia.

Przydatność blachy do operacji głębokiego tłoczenia określa graniczny współczynnik ciągnięcia m (wg. normy BN-79/0803-19 oraz BN-80/0803-20). Współczynnik ten jest określany w próbach tłoczenia krążków blachy, przy czym średnica zewnętrzna krążka jest zwiększana w kolejnych próbach o 1 mm aż do wystąpienia naderwań wytłoczki. Wartość granicznego współczynnika ciągnięcia jest zdefiniowana jako

$$m = \frac{D_m}{d_m} \quad , \quad (1)$$

gdzie D_m oznacza maksymalną średnicę krążka, z którego wytłoczono miseczkę bez naderwań, a d_m oznacza wewnętrzną średnicę matrycy.



Rys.1 Schemat operacji głębokiego tłoczenia

Zjawiskami utrudniającymi operację tłoczenia jest na przykład powstawanie w wytłoczce tzw. "ucha" lub utrata stateczności po grubości blachy na skutek lokalnego zmniejszenia się tej grubości. Schemat operacji głębokiego tłoczenia oraz zjawiska ograniczające tę operację pokazano na rys.1. Wystąpienie naderwnia, spowodowane lokalnym zmniejszeniem grubości blachy jest związane ze szczególnym rodzajem anizotropii występującym w blachach walcowanych zwanym anizotropią normalną lub transwersalną. Anizotropia normalna charakteryzuje się tym, że własności materiału są w płaszczyźnie blachy izotropowe, a różnią się one od własności w kierunku grubości blachy.

Występowanie anizotropii transversalnej będącej skutkiem odkształcenia trwałego blachy podczas operacji walcowania jest korzystne, gdyż pozwala na osiągnięcie większych wartości współczynnika tłoczenia m opóźniając wystąpienie zjawiska lokalnego pocienienia blachy w trakcie tłoczenia.

Innym zjawiskiem utrudniającym tłoczenie jest powstawanie w wytłoczce "uch". Występowanie tego zjawiska związane jest z anizotropią własności plastycznych w płaszczyźnie blachy. Anizotropię tą mierzy się za pomocą stopnia anizotropii W_m lub W_s definiowanego jako "stosunek różnicy sum maksymalnych i minimalnych wysokości do sumy minimalnych lub średnich wysokości miseczki o płaskim dnie, wytłoczonej z krążka blachy lub taśmy określonej średnicy, stemplem o średnicy 33 mm, mierzonych od podstawy miseczki, pomnożony przez 100" (BN-79/0803-19). Współczynniki te określone są w normie następującą zależnością (h_{min} i h_{max} pokazano na rys.1)

$$W_m = 100 \cdot \frac{\sum h_{max} - \sum h_{min}}{\sum h_{min}}, \quad W_s = 100 \cdot \frac{\sum h_{max} - \sum h_{min}}{\sum h_{max} + \sum h_{min}} \quad (2)$$

Duże wartości stopnia anizotropii określonych zależnościami (2), wskazujące na występowanie anizotropii własności plastycznych w płaszczyźnie blachy są więc niekorzystne z punktu widzenia przydatności półwyrobu do operacji tłoczenia gdyż zmuszają technologów do wprowadzenia dodatkowych operacji mających na celu obcięcie powstałych w wytłoczce "uch".

Oba zjawiska ograniczające operację głębokiego tłoczenia są zależne od anizotropii granicy plastyczności materiału. Zależność ta wynika w sposób oczywisty ze stowarzyszonego z warunkiem plastyczności prawa płynięcia, które określa dla danego stanu naprężeń przyrosty (lub prędkości przyrostu) składowych tensora odkształcenia. Jak można zauważyć, anizotropia plastyczna

jest w powyższym stwierdzeniu utożsamiana z anizotropią jednego z parametrów charakteryzujących plastyczne płynięcie materiału to znaczy z anizotropią granicy plastyczności. Pozostałe parametry, których w najprostszej postaci równania konstytutywnego opisującego wzmocnienie materiału przy jednoosiowych stanach naprężeń

$$\sigma = \sigma_0 + C \cdot \varepsilon_p^n \quad (3)$$

jest co najmniej dwa (stała C oraz wykładnik potęgi n) bardzo rzadko są badane i uwzględniane w opisie anizotropii plastycznej materiału. Opis anizotropii własności plastycznych utożsamiany jest zwykle z opisem anizotropii granicy plastyczności i przyjmuje postać warunku plastyczności dla ciał anizotropowych.

Reprezentacją geometryczną warunku plastyczności są w przestrzeni naprężeń tzw. powierzchnie plastyczności będące zbiorem punktów reprezentujących stany naprężeń, dla których materiał przechodzi ze stanu sprężystego w stan plastyczny. Eksperymentalne wyznaczanie powierzchni plastyczności dla materiałów wstępnie zdeformowanych jest więc w istocie badaniem anizotropii granicy plastyczności wywołanej odkształceniem trwałym. Badania powierzchni plastyczności dostarczają danych niezbędnych do opisanego zachowania materiału poddanego złożonym stanom naprężeń. We współczesnych obliczeniach inżynierskich wykonywanych na przykład Metodą Elementów Skończonych nie wystarcza już wyznaczenie parametrów materiału w prostej próbie rozciągania. Niezbędne jest określenie zmian stanu anizotropii plastycznej wywołanego deformacją trwałą materiału przy pomocy prób w złożonym stanie naprężeń, lub przynajmniej próba oszacowania tych zmian przy pomocy prostych prób rozciągania i ściskania, które to próby reprezentują obciążanie materiału wzdłuż dwóch różnych ścieżek w przestrzeni naprężeń.

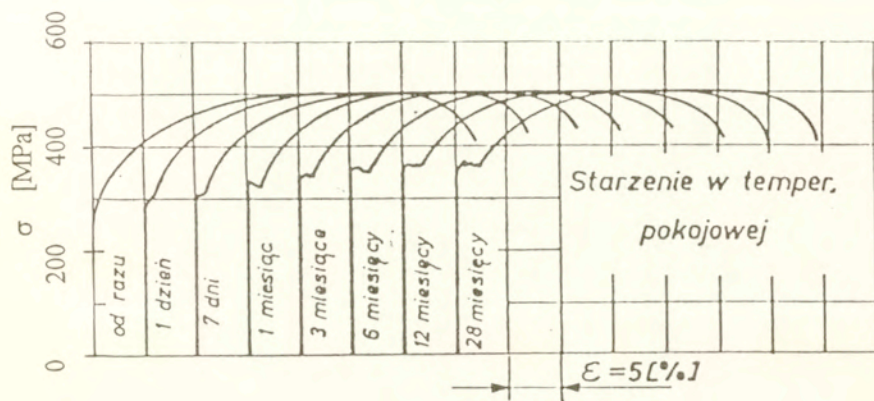
2. Ewolucja własności mechanicznych metali

Aktualnie wyrażany jest pogląd [64], że plastyczne płynięcie metali oraz kształt krzywej naprężenie-odkształcenie określone są dynamiczną równowagą pomiędzy wzmocnieniem odkształceniowym i zdrowieniem. Podczas kształtowania na zimno półwyrobów hutniczych materiałów wykazuje pewien przyrost energii ponad energię odpowiadającą stanowi równowagi. Ten przyrost energii związany jest z wprowadzonymi w wyniku odkształcenia plastycznego układami defektów strukturalnych (na przykład dyslokacji lub defektów punktowych). Po usunięciu siły wywołującej deformację półwyrobu następuje wydzielanie energii zmagazynowanej, a co za tym idzie powrót odkształconego na zimno materiału do stanu równowagi. Procesy zachodzące w materiale na skutek jego plastycznego zdeformowania znane są pod nazwami zdrowienia i rekrytalizacji.

Zdrowienie obejmuje wszystkie zmiany strukturalne materiału zachodzące bez przemieszczania się szerokokątowych granic ziarn a jego główna część zachodzi bezpośrednio po, a nawet w trakcie procesu plastycznego odkształcania (zwłaszcza w stopach miedzi i aluminium). Rekrytalizacja natomiast obejmuje wszystkie procesy związane z ruchem szerokokątowych granic ziarn, w wyniku których następuje zmiana tekstury wywołanej deformacją.

Opisane procesy określane nazwą starzenia po zgnioście nie mogą pozostać bez wpływu na własności mechaniczne półwyrobu. Badania zmian własności mechanicznych materiału odkształconego plastycznie są podane na przykład w pracy [22]. Badania te polegają na jednoosiowym rozciąganiu próbek wyciętych z walcowanego na zimno arkusza blachy i starzonych w różnych temperaturach przez określony czas. Zmiany w czasie krzywej $\sigma(\epsilon)$ dla próbek wyciętych z

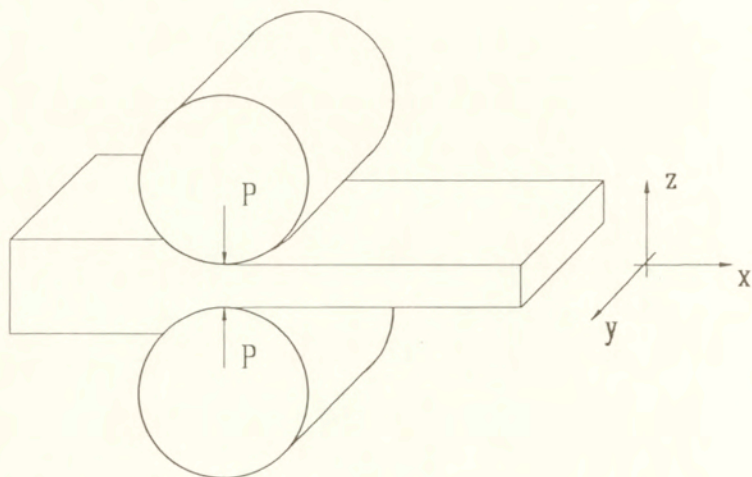
blachy wykonanej ze stali niskowęglowej i starzonych w temperaturze pokojowej pokazano na rys.2.



Rys.2 Krzywe rozciągania próbek wycinanych z blachy stalowej zaczerpnięte z pracy[22]

W trakcie operacji technologicznej walcowania na zimno, której schemat pokazano na rys.3 materiał jest obciążany pokazanymi na rysunku siłami P powodującymi znaczne odkształcenie trwale walcowanej blachy. W odkształconym materiale, jak można zaobserwować na rys.2 zanika efekt fizycznej granicy plastyczności, ale po upływie określonego czasu (7 dni) zjawisko to daje się ponownie zaobserwować. Wartość granicy plastyczności także zmienia się w widoczny sposób wraz z czasem upływającym od operacji walcowania. Granica plastyczności była wyznaczana przy pomocy próbek wyciętych z arkusza blachy i obciążanych w kierunku walcowania oznaczonym

na rys.3 jako x , nie pokrywającym się z kierunkiem obciążenia wstępnego oznaczonym na rysunku jako z .

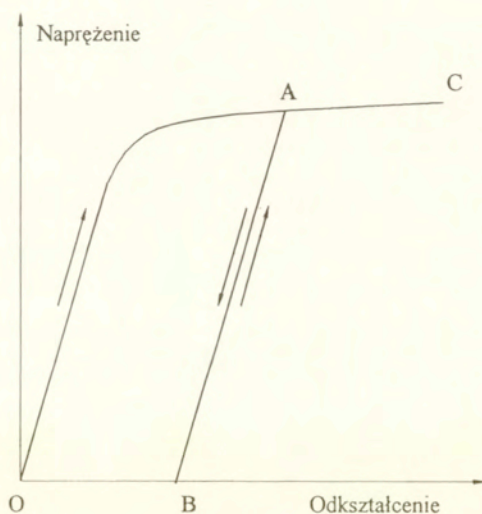


Rys.3 Schemat operacji technologicznej walcowania

Ewolucję własności mechanicznych materiału po trwałym zdeformowaniu, odciążeniu i ponownym obciążeniu materiału wzdłuż tej samej ścieżki w przestrzeni naprężeń po pewnym czasie badano przy okazji obserwacji zjawiska niestatecznego płynięcia materiału po odciążeniu opisanych między innymi w pracach [24], [27], [29] i [30]). Na rys.4 pokazano w sposób schematyczny przebieg doświadczeń na które składa się: obciążenie wstępne materiału wzdłuż drogi OA, odciążenie wzdłuż drogi AB, starzenie przez określony czas oraz ponowne obciążenie na drodze BAC.

Badania zjawiska niestatecznego płynięcia po odciążeniu dla materiałów o sieci krystalicznej RSC wykazały istnienie niewielkiego przystanku plastyczności

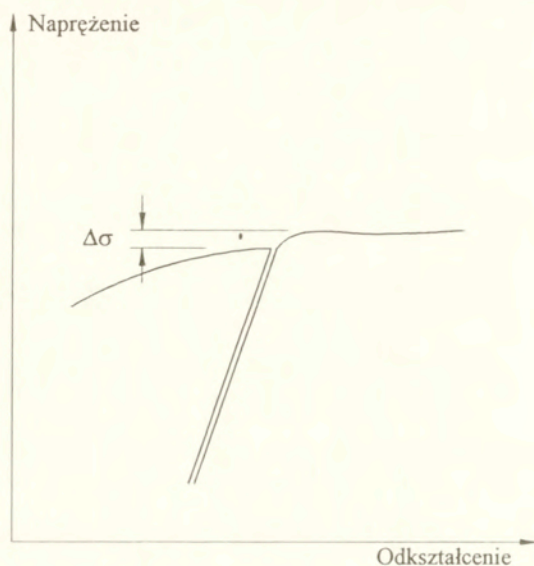
pokazanego na rys.5 (jest to powiększenie fragmentu wykresu z rys.4 znajdującego się w sąsiedztwie punktu A), tłumaczonego na przykład mechanizmem blokowania dyslokacji przez defekty punktowe wytwarzające się w czasie deformacji. Efekt ten jest niewielki, wartość $\Delta\sigma/\sigma$ nie przekracza na ogół 2% w temperaturze otoczenia. Badano także zmianę wartości $\Delta\sigma/\sigma$ w czasie odciążając próbkę oraz odczekując określony czas przed ponownym obciążeniem. Zmiany wartości $\Delta\sigma$ w temperaturze pokojowej były niewielkie i wynosiły około 1 MPa w ciągu 0.5 godziny co stanowi mniej niż 1 % naprężenia σ w punkcie A.



Rys.4 Zachowanie się materiału po odciążeniu i ponownym obciążeniu w tym samym kierunku

Efekty opisywane nazwą niestatecznego płynięcia po odciążeniu są bardzo czułe na zmianę warunków brzegowych (nieliniowość obciążenia, gięcie próbki).

W związku z tym badania zjawiska niestatecznego płynięcia są wykonywane przy pomocy bardzo precyzyjnych testów, które w znacznym stopniu eliminują wpływ warunków brzegowych na zachowanie się materiału (w celu uniknięcia nieliniowości obciążenia próbki były wykonane z cienkiego drutu, którego końce były zatopione w uchwytych w specjalnym stopie).



Rys.5 Niestateczne płynięcie materiału po odciążeniu

Wymienione badania zmian własności mechanicznych w trakcie starzenia materiału poddanego odkształceniu plastycznemu wykonywane są przy pomocy prostych jednoosiowych prób rozciągania wzdłuż jednej ścieżki w przestrzeni naprężeń. W przypadku badań zjawiska niestatecznego płynięcia ścieżka obciążenia wtórnego pokrywała się z kierunkiem obciążenia powodującego deformację wstępną, a w przypadku badania blachy walcowanej ścieżki te

tworzyły kąt prosty. Nie są autorowi tej pracy znane z literatury badania w złożonym stanie naprężeń, lub przynajmniej dla kilku prostych ścieżek obciążenia, które pozwoliłyby na oszacowanie zmian powierzchni plastyczności pod wpływem starzenia po trwałym zdeformowaniu materiału.

Oprócz opisanych badań mających na celu określenie zmian własności mechanicznych trwale zdeformowanego materiału przy pomocy prób jednoosiowego rozciągania istnieje jeszcze próba opisana w normie PN-62/H-04373 jako "Próba starzenia stali po zgnioście na zimno", która określa te zmiany za pomocą próby udarności opisanej w PN-69/H-04370. Próba ta opiera się na zamieszczonym w normie stwierdzeniu "Miarą skłonności stali do starzenia po zgnioście jest zmniejszenie udarności na skutek trwałego odkształcenia plastycznego na zimno i wygrzania w temperaturze 250° C". W próbie tej określa się wskaźnik skłonności stali do starzenia wyrażony w procentach zmniejszenia udarności stali po starzeniu w stosunku do udarności stali przed starzeniem. Niestety na podstawie wyników tych prób nie można określić ewolucji anizotropii plastycznej w trakcie starzenia materiału.

3. Cel pracy

Badania powierzchni plastyczności materiałów wstępnie zdeformowanych plastycznie pokazały, że cechy anizotropowe materiału poddanego w warunkach laboratoryjnych niewielkiej deformacji trwałej są bardzo wyraźne. Wyniki niektórych badań [16] pokazywały, że powierzchnia plastyczności materiału odkształconego wzdłuż proporcjonalnej ścieżki obciążenia do kilku procent odkształcenia trwałego może nie obejmować środka układu współrzędnych w przestrzeni naprężeń. Z drugiej strony wiadomo, że materiał w trakcie procesu produkcyjnego bywa poddawany znacznym odkształceniom, których wartość na

przykład przy wyciskaniu pręta lub walcowaniu blachy może dochodzić do kilkudziesięciu a nawet kilkuset procent. Cechy anizotropowe takiego materiału powinny być bardzo wyraźne, bardziej niż ma to miejsce w przypadku deformacji rzędu kilku procent. Badania anizotropii plastycznej stopu aluminium PA6 w postaci pręta wyciskanego przeprowadzone w Zakładzie Wytrzymałości Materiałów [57] nie potwierdziły tych przypuszczeń. Cechy anizotropowe, jakkolwiek widoczne były znacznie mniejsze od spodziewanych. Biorąc pod uwagę cytowane w poprzednim rozdziale wyniki badań zmian własności mechanicznych blachy walcowanej można sądzić, że stan anizotropii plastycznej zmienia się w czasie po usunięciu obciążenia. Stwierdzenie to ma ogromne znaczenie dla badań zachowania się materiałów konstrukcyjnych pod wpływem obciążeń i w konsekwencji dla opisu teoretycznego tego zachowania. Uwzględnienie wpływu czasu ma także istotne znaczenie dla interpretacji wyników badań eksperymentalnych dotyczących anizotropii plastycznej. Na uwagę zasługuje ponadto znaczenie techniczne powyższego faktu. Zmiany anizotropii plastycznej mogą zachodzić bowiem samorzutnie w temperaturze otoczenia co może tłumaczyć na przykład stosowanie w praktyce inżynierskiej okresu przydatności blach walcowanych do operacji głębokiego tłoczenia.

Celem pracy jest doświadczalne wyjaśnienie zjawiska zmian własności plastycznych dla różnych kierunków obciążenia wtórnego oraz parametrów opisujących stan anizotropii jako funkcji czasu starzenia t_s , który upłynął od usunięcia obciążenia powodującego trwałą deformację materiału. W celu zobrazowania zmian własności plastycznych, dla danego kierunku obciążenia wtórnego porównano krzywe $\sigma(\epsilon)$ obrazujące płynięcie materiału wstępnie odkształconego i poddanego starzeniu przez różne okresy czasu t_s na jednym rysunku. Wykres taki może zobrazować zmianę własności plastycznych lepiej niż przedstawienie zmian granicy plastyczności.

Kolejnym celem pracy jest sprawdzenie, czy kształt krzywej $\sigma(\epsilon)$ zależy od równowagi dynamicznej pomiędzy wzmocnieniem odkształceniowym a starzeniem dynamicznym. Zjawisko to powinno objawić się poprzez zmianę kształtu pętli $\sigma(\epsilon)$ dla materiału obciążanego cyklicznie z różniącymi się znacznie prędkościami odkształceń. Proces ustalania się równowagi pomiędzy starzeniem a wzmocnieniem odkształceniowym objawiający się w sposób dynamiczny zmianą kształtu pętli $\sigma(\epsilon)$ dla obciążeń cyklicznych wykonywanych z różnymi prędkościami odkształceń powinien w przypadku starzenia statycznego objawić się poprzez zmianę stanu odkształceń materiału odciążonego. Zbadanie zachowania się materiału odciążonego jest ostatnim celem pracy. Badania tego można dokonać mierząc odkształcenie próbki przez pewien okres czasu po jej zdeformowaniu plastycznym oraz odciążeniu.

4. Opis teoretyczny anizotropii plastycznej

Powierzchnia plastyczności dla materiału anizotropowego była opisywana na różne sposoby. Najstarszą, wciąż mającą ogromne znaczenie propozycją jest podana w 1928 roku przez R. Misesa [1] postać funkcji płynięcia dla kryształów

$$\begin{aligned}
 F = & \frac{1}{2} (k_{11}\sigma_x^2 + k_{22}\sigma_y^2 + k_{33}\sigma_z^2 + k_{44}\tau_x^2 + k_{55}\tau_y^2 + k_{66}\tau_z^2) + \\
 & + k_{12}\sigma_x\sigma_y + k_{13}\sigma_x\sigma_z + k_{14}\sigma_x\tau_x + k_{15}\sigma_x\tau_y + k_{16}\sigma_x\tau_z + \\
 & + k_{23}\sigma_y\sigma_z + k_{24}\sigma_y\tau_x + k_{25}\sigma_y\tau_y + k_{26}\sigma_y\tau_z + \\
 & + k_{34}\sigma_z\tau_x + k_{35}\sigma_z\tau_y + k_{36}\sigma_z\tau_z + \\
 & + k_{45}\tau_x\tau_y + k_{46}\tau_x\tau_z + \\
 & + k_{56}\tau_y\tau_z \quad .
 \end{aligned} \tag{4}$$

Funkcji plastycznego płynięcia kryształów (4) odpowiada warunek plastyczności dla polikrystalicznych ciał anizotropowych w postaci podanej przez W. Olszaka i W. Urbanowskiego w pracy [47]

$$H_{ijkl} \sigma_{ij} \sigma_{kl} = \text{const} \quad (5)$$

Warunek ten był modyfikowany na różne sposoby, ale największe znaczenie praktyczne zyskała propozycja R.Hilla [2], będąca w istocie szczególną formą warunku plastyczności w postaci (5)

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + \\ + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (6)$$

Dla prostych stanów naprężeń łatwo zauważyć, że dwa podane dotąd warunki plastyczności są niewrażliwe na zmianę znaku składowych tensora naprężeń. Wartość bezwzględna naprężenia uplastyczniającego jest taka sama np. dla jednoosiowego rozciągania i ściskania. Pozostaje to w sprzeczności ze spostrzeżeniami J.Bauschingera poczynionymi już w 1879 roku w [3]. Wykazał on, że odkształcony plastycznie materiał posiada granicę plastyczności przy obciążeniach skierowanych zgodnie z kierunkiem odkształcenia wstępnego znacznie różniącą się od granicy plastyczności przy obciążeniach skierowanych w kierunku przeciwnym (np. przy rozciąganiu i ściskaniu).

Próbie uwzględnienia tego zjawiska podjęli T.Ota, A.Shindo i H.Fukuoka w pracy [4]. Zaproponowali oni następującą modyfikację warunku (6)

$$\begin{aligned}
2f(\sigma_{ij}) = & F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + \\
& + 2F_b(\sigma_y - \sigma_z) + 2G_b(\sigma_z - \sigma_x) + 2H_b(\sigma_x - \sigma_y) + \\
& + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad .
\end{aligned} \tag{7}$$

Człony liniowe dodane do warunku Hilla umożliwiają uwzględnienie efektu Bauschingera. Warunek ten, podobnie jak zależność (6) jest prawdziwy dla ośrodków ortotropowych tzn. posiadających trzy wzajemnie prostopadłe płaszczyzny symetrii własności plastycznych a linie powstałe na przecięciu tych płaszczyzn pokrywają się z osiami układu kartezjańskiego xyz, w którym wyznaczana jest powierzchnia plastyczności (dlatego warunek ten stosowany jest często dla materiałów w postaci arkuszy blach). Bardziej ogólną postać warunku plastyczności uwzględniającego efekt Bauschingera a wywodzącą się z zależności (4) podał w pracy [5] W. Szczepiński

$$\begin{aligned}
f(\sigma_{ij}) = & k_{12}(\sigma_x - \sigma_y)^2 + k_{23}(\sigma_y - \sigma_z)^2 + k_{31}(\sigma_z - \sigma_x)^2 + \\
& + 2\tau_{xy}[k_{16}(\sigma_z - \sigma_x) + k_{26}(\sigma_z - \sigma_y)] + \\
& + 2\tau_{yz}[k_{24}(\sigma_x - \sigma_y) + k_{34}(\sigma_x - \sigma_z)] + \\
& + 2\tau_{zx}[k_{35}(\sigma_y - \sigma_z) + k_{15}(\sigma_y - \sigma_x)] + \\
& - b_{12}(\sigma_x - \sigma_y) - b_{23}(\sigma_y - \sigma_z) - b_{31}(\sigma_z - \sigma_x) + \\
& + k_{44}\tau_{yz}^2 + k_{55}\tau_{zx}^2 + k_{66}\tau_{xy}^2 + \\
& + b_{44}\tau_{yz} + b_{55}\tau_{zx} + b_{66}\tau_{xy} = 1 \quad .
\end{aligned} \tag{8}$$

Poza omówionymi, kwadratowymi warunkami plastyczności, niektórzy badacze [45] wprowadzili do opisu zachowania się ciał anizotropowych warunek plastyczności czwartego rzędu. Warunki plastyczności wyższego niż drugi rzędu

nie zyskały jednak większego praktycznego znaczenia i rzadko są używane jako punkt wyjścia do badań eksperymentalnych nad anizotropią plastyczną.

Z warunkiem plastyczności związane jest stowarzyszone prawo płynięcia, które określa prędkości (przyrosty) odkształceń plastycznych dla danego stanu naprężeń. Prawo to można zapisać w postaci

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \lambda \frac{\partial f(\sigma_{ij})}{\partial \sigma_{ij}}, \quad (9)$$

gdzie λ jest pewnym współczynnikiem proporcjonalności. Stowarzyszone prawo plastycznego płynięcia może być bardzo pomocne w badaniach doświadczalnych ponieważ przyrosty odkształceń plastycznych mogą być w wielu przypadkach precyzyjnie zmierzone (technika wyznaczania granicy plastyczności z pomocą pomiarów prędkości odkształceń plastycznych jest jedną z technik pośrednich).

Ze względu na liczbę współczynników występujących w warunkach plastyczności dla ciał wykazujących anizotropię plastyczną w praktyce inżynierskiej stosuje się opis uproszczony. Materiał traktowany jako początkowo izotropowy opisywany jest prostym warunkiem Hubera-Misesa podanym w [6], który ma postać

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) = 6k^2, \quad (10)$$

gdzie k jest wartością naprężeń stycznych przy czystym ścinaniu, przy której materiał przechodzi ze stanu sprężystego w stan plastyczny.

Wraz ze wzrostem odkształcenia plastycznego materiał ulega wzmocnieniu plastycznemu. Efekt ten w przybliżeniu opisywany jest teoretycznymi hipotezami, z których najprostszymi są hipoteza wzmocnienia izotropowego i

hipoteza wzmocnienia kinematycznego. Hipotezę umocnienia izotropowego można zapisać w następującej postaci

$$f(s_{ij}, h) = 0 \quad , \quad (11)$$

gdzie S jest dewiatorem tensora naprężenia, a h parametrem opisującym historię odkształcenia plastycznego. Hipoteza ta zakłada, najkrócej mówiąc, izotropowe powiększenie początkowej powierzchni plastyczności wraz ze wzrostem odkształcenia plastycznego.

Drugą hipotezą, uwzględniającą występowanie efektu Bauschinger, jest hipoteza wzmocnienia kinematycznego, którą można zapisać w następujący sposób

$$f(s_{ij} - \alpha_{ij}) = 0 \quad . \quad (12)$$

Przez α_{ij} oznaczono w powyższej zależności składowe tensora reprezentującego translację środka początkowej powierzchni plastyczności $f(\sigma_{ij}) = 0$.

Badania eksperymentalne wykazały, że dla rzeczywistych materiałów niezbędne jest uwzględnienie w opisie wzmocnienia obu opisanych mechanizmów. Hipotezę łączącą wzmocnienie izotropowe z kinematycznym można zapisać w następującej postaci

$$f(s_{ij} - \alpha_{ij}, h) = 0 \quad . \quad (13)$$

Aby stwierdzić, która z hipotez umocnienia lepiej opisuje zachowanie się materiału wystarczy wykonać proste próby rozciągania i ściskania próbek. Zmodyfikowany przy pomocy zależności (13) warunek Hubera-Misesa dla jednoosiowego stanu naprężeń będzie miał postać

$$\sigma_x - \alpha_x = \pm\sqrt{3}k \quad , \quad (14)$$

gdzie granica plastyczności przy czystym ścinaniu k zależy od historii odkształceń. Jeżeli przez Y_x oznaczymy granicę plastyczności przy rozciąganiu, a przez Z_x wartość bezwzględną granicy plastyczności przy ściskaniu, to parametry charakteryzujące umocnienie materiału możemy wyliczyć z następujących zależności

$$\alpha_x = \frac{Y_x - Z_x}{2} \quad , \quad k = \frac{Y_x + Z_x}{2\sqrt{3}} \quad . \quad (15)$$

Parametry te mogą określić, w jaki sposób odkształcenie plastyczne wpływa na anizotropię plastyczną materiału.

5. Metody pomiaru anizotropii plastycznej

Pośród metod pomiaru anizotropii plastycznej można wyróżnić standardowe metody stosowane przez inżynierów w praktyce przemysłowej oraz badania naukowe prowadzone w laboratoriach.

5.1. Badania stosowane w praktyce inżynierskiej

Badania anizotropii plastycznej mogą być realizowane w sposób bezpośredni przez pomiary granicy plastyczności dla określonej (najczęściej proporcjonalnej) ścieżki obciążenia lub za pomocą metod pośrednich przez pomiar innych wielkości. W praktyce przemysłowej najczęściej stosuje się

metody pośrednie. Jedną z metod pośrednich są badania ultradźwiękowe realizowane przy pomocy pomiaru prędkości propagacji fal akustycznych. Ponieważ prędkość rozchodzenia się fal akustycznych w danym kierunku zależy od własności sprężystych w tym kierunku, takie pomiary pozwalają na określenie anizotropii własności sprężystych materiału. Fizyczną podstawą do określenia anizotropii plastycznej badanego materiału przy pomocy badań ultradźwiękowych jest opisany w pracach [50], [51] fakt, że uprzywilejowana orientacja ziarn materiału polokrystalicznego (tekstura) będąca przyczyną anizotropii własności plastycznych jest dla niektórych materiałów także powodem anizotropii własności sprężystych. Na podstawie tej zależności opracowano nieniszczącą metodę pomiaru współczynnika anizotropii normalnej, określającego np. odkształcenia graniczne w procesie tłoczenia, dla blach walcowanych. Zależność ta jest jednak wystarczającą podstawą do określenia współczynnika anizotropii normalnej tylko dla określonej grupy materiałów (korelacja pomiędzy anizotropią własności sprężystych i plastycznych została zbadana tylko dla niektórych gatunków stali), a ponadto wyniki pomiarów nie pozwalają na wyznaczenie współczynników występujących w równaniu opisującym warunek plastyczności.

Przykładem pośredniego pomiaru anizotropii własności plastycznych są także zapoczątkowane przez W. T. Lankfoda i A. Krupkowskiego badania współczynnika anizotropii realizowane przy pomocy pomiaru przyrostów (lub szybkości) odkształceń próbki wyciętej np. z blachy. Współczynnik anizotropii normalnej, oznaczany jako r określony jest zależnością

$$r = \frac{\epsilon_1}{\epsilon_2} \quad , \quad (16)$$

gdzie ϵ_s oznacza odkształcenie w kierunku szerokości, a ϵ_g odkształcenie w kierunku grubości płaskiej próbki wyciętej z blachy. W praktyce inżynierskiej używa się uśrednionego współczynnika \bar{r} obliczanego jako

$$\bar{r} = [r(0^\circ) + r(90^\circ) + 2r(45^\circ)] / 4 \quad , \quad (17)$$

gdzie w nawiasy ujęto kąt względem kierunku walcowania, pod którym wycięto próbkę z arkusza blachy. Należy jednak wspomnieć, że pomiar odkształceń w kierunku grubości blachy (która to grubość jest często mniejsza niż 1 mm) nie jest łatwy i wymaga bardzo dokładnych urządzeń pomiarowych. Zadanie to utrudnia dodatkowo fakt, że pomiar odkształceń musi być wykonany dla możliwie małej deformacji próbki ponieważ wraz z rozwojem deformacji w trakcie testu zmienia się także stan anizotropii.

Ostatniego z warunków nie spełnia przemysłowa próba mająca na celu wyznaczenie współczynnika anizotropii normalnej opisana w załączniku do normy PN-87/H-92143. Próba ta polega na rozciągnięciu próbki płaskiej wyciętej z arkusza blachy do 20 % wydłużenia trwałego z prędkością 20 do 50 mm/min (chodzi tu o prędkość trawersy maszyny wytrzymałościowej) oraz na wyznaczeniu wartości współczynnika r według wzoru

$$r = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{L}{L_0} - \ln \frac{b_0}{b}} \quad , \quad (18)$$

gdzie b_0 oznacza początkową, a b końcową szerokość próbki, natomiast L_0 oznacza początkową, a L końcową długość pomiarową próbki. Jak widać współczynnik anizotropii jest tu obliczany w oparciu o warunek nieściśliwości

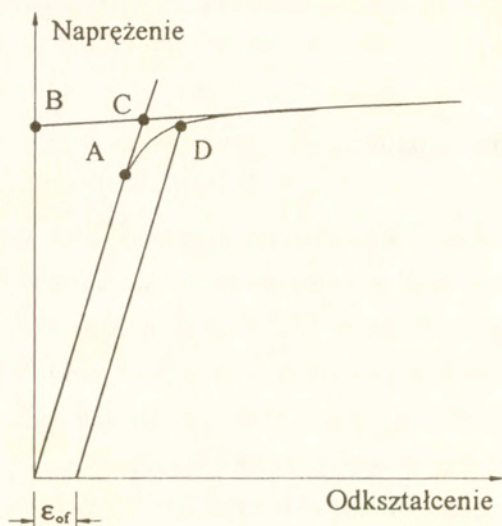
materiału, co pozwala na uniknięcie trudnego pomiaru odkształcenia w kierunku grubości blachy.

5.2. Badania naukowe

Badania naukowe mające na celu wyznaczenie stanu anizotropii plastycznej opierają się zazwyczaj na pomiarach bezpośrednich. Są to badania niszczące i często wymagają droższego i bardziej skomplikowanego oprzyrządowania. Bezpośrednia metoda pomiaru anizotropii plastycznej materiału polega na wyznaczaniu powierzchni plastyczności poprzez pomiar granicy plastyczności dla różnych ścieżek obciążenia. Zadanie to realizowano na różne sposoby, ale najbardziej racjonalną metodą wyznaczania powierzchni plastyczności są jednak badania w złożonym stanie naprężenia. Wyznaczenie granicy plastyczności dla danej ścieżki obciążenia jest stosunkowo proste gdy badamy materiał z fizyczną granicą plastyczności (np. stal niskowęglową w stanie dostawy). Badając anizotropię materiału wstępnie odkształconego musimy się jednak liczyć z tym, że nie ma on fizycznej, wyraźnie określonej granicy plastyczności.

Spośród różnych technik stosowanych w tym wypadku najczęściej stosowane są następujące metody pokazane na rys.6

- uplastycznienie zdefiniowane poprzez granicę proporcjonalności (punkt A na rysunku),
- uplastycznienie zdefiniowane przez powrotną ekstrapolację gładkiej części charakterystyki naprężenie - odkształcenie do przecięcia z osią naprężenia (punkt B), lub z przedłużeniem linii zakresu sprężystego (punkt C),
- uplastycznienie odpowiadające z góry określonej wartości odkształcenia trwałego ϵ_{of} (punkt D).



Rys.6 Metody wyznaczania granicy plastyczności

Spośród wymienionych metod najczęściej stosuje się ostatnią, określaną jako umowna granica plastyczności. Sprawą umowy pozostaje, jakiej wartości odkształceń trwałych ϵ_{of} odpowiada uplastycznienie materiału.

W ogólnym przypadku wyznaczenie stanu anizotropii sprowadza się do określenia wartości liczbowych wszystkich współczynników występujących w warunku plastyczności, których np. w równaniu (5) jest 21. Jest to zadanie praktycznie niewykonalne nie tylko przy zastosowaniu prostych, jednoosiowych prób ale też i przy pomocy prób w złożonym stanie naprężeń. Jak wiadomo bowiem we wspomnianym równaniu (5) występuje 6 niezależnych składowych stanu naprężeń $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$, których jednoczesny pomiar podczas badań w złożonym stanie naprężeń jest technicznie niemożliwy. Przy założeniu, że

znany jest kierunek naprężeń głównych (wtedy $\tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$) liczba mierzonych składowych stanu naprężeń zmniejsza się do trzech a warunek plastyczności uzyskuje reprezentację geometryczną w układzie kartezjańskim x, y, z w postaci powierzchni nieskończenie długiego walca o przekroju eliptycznym i osi nachylonej jednakowo do wszystkich trzech osi układu odniesienia.

Badania w trójosiowym stanie naprężeń jakkolwiek są wykonywane, to jednak ich realizacja techniczna jest bardzo trudna (trudny jest pomiar zarówno naprężeń jak i odkształceń). Do prób trójosiowych wykonano nawet prototypy specjalnych maszyn wytrzymałościowych pozwalających na obciążanie próbki trzema niezależnie działającymi siłownikami [52], [53] ale napotkano na kłopoty z zaprojektowaniem próbki i pomiarami składowych stanu odkształcenia. Praktyczne znaczenie zyskały dopiero próby dwuosiowe, w wyniku których otrzymuje się przekrój powierzchni plastyczności dla płaskiego stanu naprężeń w formie elipsoidy opisanej w przypadku izotropii równaniem

$$\sigma_x^2 - \sigma_x \sigma_y + \sigma_y^2 + 3\tau_{xy}^2 = 3k^2 \quad (19)$$

płaszczyzną związaną z realizowanym w próbce płaskim stanem naprężeń (przekroje te pokazano na rys.7):

- Próby na próbkach rurkowych obciążanych jednocześnie siłą osiową i ciśnieniem wewnętrznym, kiedy różnymi od zera składowymi są σ_x i σ_y (niestety obciążanie ciśnieniem wewnętrznym pozwala na wykonanie doświadczeń tylko dla $\sigma_y > 0$) opisane na przykład w pracach przeglądowych [7] lub [70]. W wyniku tych prób otrzymujemy przekrój powierzchni plastyczności oznaczony na rys.7 jako BDCB'D'.

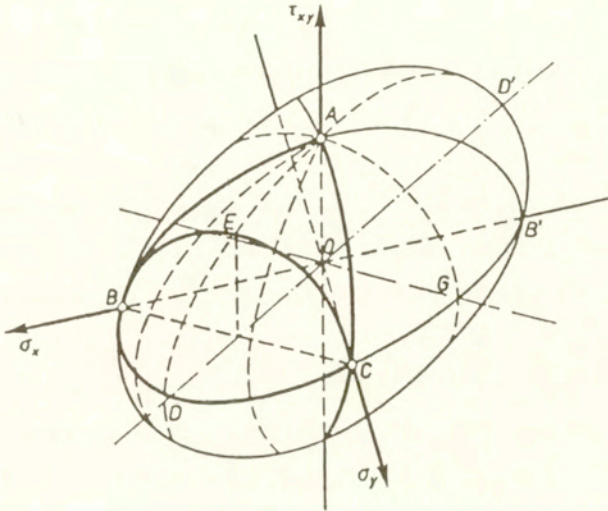
- Próby na próbkach rurkowych obciążanych jednocześnie siłą osiową i momentem skręcającym, kiedy różnymi od zera składowymi są σ_x i τ_{xy} . Jest to najczęściej spotykana próba dwuosiowa, a specjalizowane maszyny wytrzymałościowe do tego rodzaju badań są produkowane seryjnie i znajdują się na wyposażeniu wielu laboratoriów. Literatura dotycząca tych prób jest wyjątkowo obszerna, obok licznych pozycji publikowanych w czasopismach zagranicznych zawiera prace opisujące badania wykonane w Zakładzie Wytrzymałości Materiałów [54] ÷ [61]. Próby te pozwalają na wyznaczenie przekroju powierzchni plastyczności oznaczonego na rys.7 jako BAB'.
- Następną metodą badania anizotropii plastycznej w oparciu o próby jednoosiowe jest rozciąganie lub ściskanie próbek wyciętych z materiału pod różnymi kątami oraz reprezentowanie wyników badań w układzie współrzędnych pokrywającym się z osiami głównymi anizotropii. Technikę tę stosowano w pracach [10] oraz [71] do wyznaczenia przekroju powierzchni plastyczności płaszczyzną określoną równaniem

$$\sigma_x + \sigma_y = \text{const} \quad , \quad (20)$$

który to przekrój oznaczony jako BEC pokazano na rys.7. Przeliczanie wyników prób jednoosiowych w różnie zorientowane układy współrzędnych może być zatem podstawą do wyznaczenia przekroju powierzchni plastyczności, a więc może być przydatne do wyznaczania stanu anizotropii plastycznej.

- Najprostszą próbą, przy pomocy której można wyznaczyć dwa punkty powierzchni plastyczności oznaczone na rys.7 jako B i B' jest proste rozciąganie i ściskanie próbki. Metoda ta także pozwala na określenie anizotropowych cech materiału i jest często stosowana w badaniach efektu

Bauschingera [20], [21] sprowadzającego się do pewnego przypadku anizotropii plastycznej.



Rys. 7 Przekroje powierzchni plastyczności wyznaczone w płaskim stanie naprężeń [10]

Wyznaczenie przekroju powierzchni plastyczności nie pozwala na obliczenie wszystkich współczynników równania opisującego warunek plastyczności, ale może być wystarczającą podstawą do opisywania ewolucji anizotropii materiału w rozpatrywanym stanie naprężenia.

Próby dwuosiove wymagają zastosowania próbki rurkowej lub krzyżowej, specjalnych urządzeń do pomiaru składowych odkształcenia oraz specjalizowanych maszyn wytrzymałościowych. W związku z tym jest

oczywiste, że badania w złożonym stanie naprężeń są bardzo kosztowne i pracochłonne. Ponadto nie dla wszystkich półwyrobów hutniczych możliwe jest wykonanie próbek (np. nie da się wykonać próbki rurkowej z arkusza blachy). Najczęściej spotykaną i najtańszą techniką badań są próby jednoosiowe wykonywane na zwykłych maszynach wytrzymałościowych z użyciem standartowego osprzętu do pomiaru odkształceń i naprężeń. Przykładem może tu być praca [31], w której podjęto próbę wyznaczenia stanu anizotropii arkusza blachy wykonanej ze stopu aluminium PA2. W pracy tej zastosowano nieco uproszczoną postać warunku (8) uwzględniającą występowanie efektu Bauschingera w kierunku grubości blachy. Próby rozciągania, ściskania oraz ścinania zostały wykonane przy użyciu różnych technik dla próbek wyciętych z arkusza blachy w trzech kierunkach pokrywających się z osiami głównymi anizotropii. Podczas wyznaczania stanu anizotropii dla arkusza blachy także pomiary przyrostów odkształceń plastycznych były podstawą do obliczenia granicy plastyczności dla ścieżek obciążenia niemożliwych do realizacji (np. rozciąganie w kierunku grubości blachy). Przy wyznaczaniu stanu anizotropii autorzy pracy natrafili także na trudności przy wyznaczaniu granicy plastyczności przy ścinaniu. Pomimo udoskonalenia konstrukcji próbek wykonanych z arkusza blachy i przeznaczonych do wyznaczania granicy plastyczności przy czystym ścinaniu (szczegółowa, numeryczno-doświadczalna analiza tych próbek została opisana w pracy [32]) konieczne okazało się użycie metody pośredniej w celu zweryfikowania wyników testów wykonanych na tych próbkach. Wykorzystane w pracy metody pośrednie opierają się na stowarzyszonym z zastosowanym warunkiem plastyczności dla ciał anizotropowych prawie płynięcia, a więc są na tyle wiarygodne, na ile ten warunek plastyczności i prawo płynięcia dobrze opisują zachowanie materiału poddanego deformacji plastycznej.

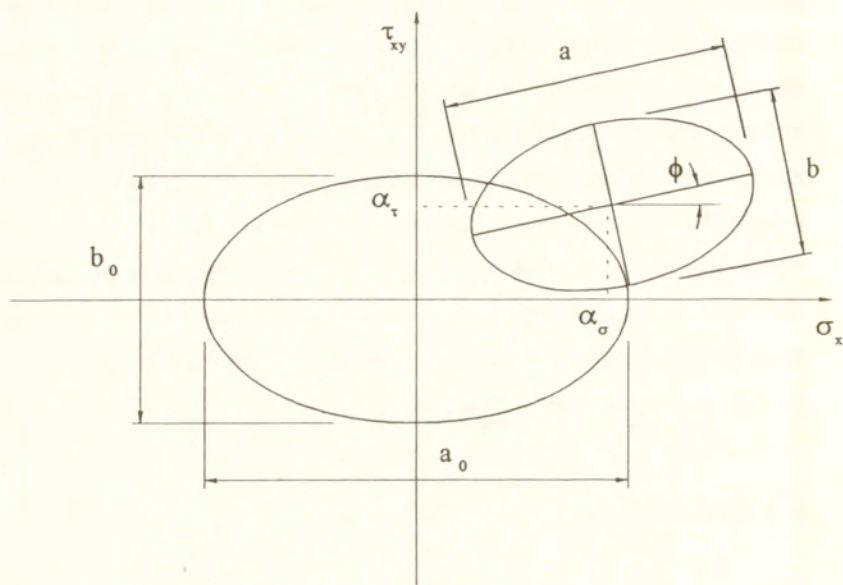
Badania wykonywane za pomocą pomiarów pośrednich często mają na celu stwierdzenie zgodności zachowania się materiału w trakcie plastycznego płynięcia z opisem teoretycznym opierającym się na założonym wcześniej warunku plastyczności. Na ogół jednak nie jesteśmy w stanie ocenić przydatności danego warunku plastyczności do opisu zachowania materiału przed wykonaniem doświadczeń co w znacznym stopniu ogranicza przydatność metod pośrednich i zmusza badaczy do zastosowania procedury iteracyjnej opisanej w pracy [62] polegającej na stosowaniu kolejnych przybliżeń wartości współczynników występujących w najbardziej ogólnej postaci warunku plastyczności. Zastosowanie niewłaściwej postaci warunku plastyczności może być powodem wielu problemów z interpretacją wyników pomiarów opisanych w literaturze [38] jako tak zwane anomalie zachowania się materiału.

6. Parametry określające stan anizotropii

6.1. Przykłady stosowanych parametrów anizotropii

W teorii plastyczności stan anizotropii materiału opisywany jest tablicą współczynników H_{ijkl} występujących w równaniu (5). W praktyce rzadko wyznacza się wszystkie współczynniki występujące w warunku plastyczności. Zazwyczaj korzysta się z uproszczonych sposobów określania anizotropii plastycznej polegających na wyznaczeniu wartości pewnych parametrów charakteryzujących stan anizotropii, które są stosowane przy projektowaniu konkretnych operacji obróbki plastycznej. Jednym z takich parametrów jest wspomniany już współczynnik anizotropii normalnej wyznaczany dla materiału w

postaci arkuszy blach charakteryzującego się specjalnym rodzajem anizotropii zwanym anizotropią normalną lub transwersalną.



Rys.8 Parametry anizotropii dla przekroju powierzchni plastyczności płaszczyzną σ_x, τ_{xy}

Poza najbardziej znanym parametrem technologicznym opisującym anizotropię jakim jest współczynnik anizotropii normalnej opisany wzorem (18) pojęcia parametru anizotropii używa się w sposób dość dowolny. Parametrami anizotropii nazywa się różne funkcje współczynników występujących w warunku plastyczności (5). W pracy [57], gdzie badano anizotropię stopu aluminium PA6 przy użyciu próbek rurkowych wykonanych z pełnego pręta o średnicy 45 mm i

obciążanych siłą osiową oraz momentem skręcającym zastosowano aproksymację wyników doświadczalnych elipsą leżącą na płaszczyźnie σ_x, τ_{xy} (BAB' na rys.7). Jako parametry opisujące stan anizotropii użyte są tam wielkości geometryczne opisujące tę elipsę pokazane na rys.8 :

- współrzędne środka elipsy α_o i α_r , które można utożsamić z występującym we wzorze (12) parametrem α_{ij} ,
- wielka i mała oś elipsy a i b, które są powiązane z opisanym równaniem (15) parametrem k,
- kąt obrotu ϕ osi elipsy w stosunku do układu współrzędnych σ_x, τ_{xy} .

Jak widać parametry te posiadają dość prostą interpretację w przestrzeni naprężeń i są pewnymi funkcjami współczynników równania (5).

6.2. Praktyczne znaczenie parametrów anizotropii

Poza wykorzystaniem parametrów anizotropii przy projektowaniu operacji obróbki plastycznej jedną z bardzo ważnych dziedzin, w której znalazły one zastosowanie są numeryczne symulacje zachowania się podzespołów i konstrukcji oraz optymalizacje ich kształtu. Obliczenia numeryczne przy użyciu pakietów np. Metody Elementów Skończonych są dziś bardzo popularne wśród konstruktorów. Tą rosnącą popularność zawdzięczają one powszechnej dostępności komputerów o mocy obliczeniowej umożliwiającej skomplikowane obliczenia wytrzymałościowe. Pakiety MES stały się obecnie integralną częścią oprogramowania wspomagającego pracę konstruktorów nazywanego CAD (jest to skrót angielskiej nawy Computer Aided Design). Obliczenia numeryczne są jednak na tyle wiarygodne (pomijając oczywiście poprawność działania samego programu) na ile rzetelnie wyznaczone są stałe występujące w równaniach modelujących zachowanie się materiału. W większości komercyjnych pakietów

MES stosuje się jednak bardzo uproszczone modele plastycznego płynięcia materiału (jest to spowodowane dużymi obecnie, ale jednak ograniczonymi zasobami komputerów oraz wymogami niezawodności, które łatwiej spełnić dla mniej skomplikowanych pakietów). Zazwyczaj możliwość uwzględnienia cech anizotropowych nabywanych w procesie deformacji materiału ogranicza się do wyboru pomiędzy wzmocnieniem izotropowym, które nie uwzględnia nabywania przez materiał cech anizotropowych, a wzmocnieniem kinematycznym, które uwzględnia nabytą w procesie deformacji anizotropię własności plastycznych

Brak danych doświadczalnych opisujących zachowanie się materiału poddanego deformacji powoduje, że rzadko wiemy jaki model wzmocnienia lepiej charakteryzuje to zachowanie w rozpatrywanym przypadku. Rzeczywiste materiały wykazują oczywiście obecność obu mechanizmów umocnienia, a w przypadku omawianego, uproszczonego opisu zachowania się materiału musimy dokonać wyboru pomiędzy nimi. Aby określić, który mechanizm wzmocnienia dominuje w procesie deformacji musimy znać wartości opisanych już parametrów α_{ij} oraz k . Ewolucję tych parametrów można prześledzić w najprostszym przypadku przy pomocy jednoosiowych prób rozciągania i ściskania.

7. Program badań

Badania ewolucji anizotropii plastycznej jako funkcji czasu zostały przeprowadzone przy pomocy jednoosiowych prób rozciągania i ściskania próbek wykonanych ze stopu aluminium PA6 oraz stali 45. Stop aluminium PA6 o sieci krystalicznej RSC został dostarczony w postaci pręta wyciskanego, a stal 45 o sieci krystalicznej RPC w postaci pręta walcowanego i ciągnionego. Materiały, z których wykonano próbki różnią się więc budową sieci krystalicznej

oraz rodzajem obróbki plastycznej półwyrobu co pozwala na pewne uogólnienie wniosków wynikających z przeprowadzonych badań. W trakcie badań obserwowano, rejestrowano i analizowano nie tylko granicę plastyczności, ale cały przebieg krzywej umocnienia $\sigma_x(\epsilon_x)$, której kształt zmieniał się w trakcie starzenia. Umożliwiło to analizę pełnej informacji o przebiegu plastycznego płynięcia. Oprócz zmian własności mechanicznych zachodzących w materiale odciążonym (starzenie statyczne) zbadano także zmiany zachodzące w trakcie obciążania i odciążania materiału (starzenie dynamiczne). Przeprowadzone próby pozwalają na określenie zmian kształtu krzywej naprężenie-odkształcenie oraz na wyznaczenie następujących parametrów określających nabytą w trakcie wstępnej deformacji anizotropię:

- granica plastyczności przy rozciąganiu Y_x ,
- wartość bezwzględna granicy plastyczności przy ścisaniu Z_x ,
- składowa tensora α_{ij} skierowana wzdłuż osi x - α_x będącą miarą naprężeń reszkowych i określającą wielkość efektu Bauschingera, który wskazuje na obecność wzmocnienia kinematycznego,
- parametr k , którego zmiana Δk związana jest ze wzmocnieniem (lub osłabieniem) izotropowym materiału.

Parametry te nie opisują oczywiście w pełni stanu anizotropii, ale pozwalają na określenie zmian cech anizotropowych pod wpływem zadanej deformacji plastycznej jako funkcji czasu starzenia t_s .

Rozciąganie i ściskanie było wykonywane przy użyciu tych samych próbek, co musiało ograniczyć zakres odkształceń, którym poddawane były próbki. W celu zminimalizowania wpływu warunków brzegowych na kształt krzywej $\sigma_x(\epsilon_x)$ wstępna deformacja była zadawana poprzez rozciąganie próbek (co eliminuje groźbę wyboczenia próbek spowodowanego niewspółosiowością uchwytów maszyny wytrzymałościowej).

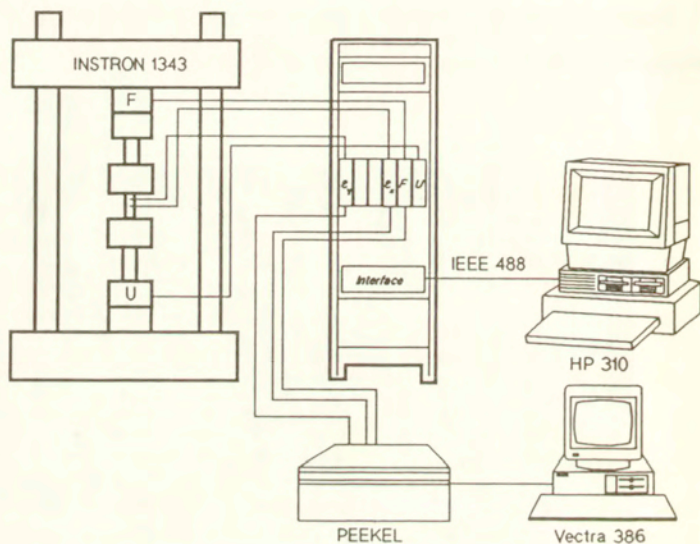
Program badań składał się z kilku etapów, które musiały być precyzyjnie rozłożone w czasie.

- 1 Pierwszym etapem programu badań było wstępne zdeformowanie dwóch serii próbek wykonanych ze stopu aluminium PA6 poprzez rozciągnięcie pierwszej z nich do wartości 4 %, a drugiej do wartości 2 % odkształceń całkowitych. Rozciąganie to było prowadzone ze stałą prędkością odkształcenia 0.01 %/s, które było parametrem kontrolowanym przez komputer sterujący maszyną wytrzymałościową.
- 2 Zdeformowane wstępnie próbki podzielone zostały na grupy liczące po 4 próbki, z których dwie przeznaczone były do rozciągania, a dwie pozostałe do ściskania po upływie określonego czasu od usunięcia obciążenia powodującego wstępną deformację (punkt A na rys.9 i 10). Każdą próbę wykonywano na dwóch próbkach w celu sprawdzenia powtarzalności testu. Przedziały czasu starzenia pomiędzy wstępną deformacją a wtórnym obciążeniem próbek (początek wtórnego obciążania oznaczono symbolicznie na rys.9 i 10 jako punkt A_1) wynosiły odpowiednio $t_s = 0, 0.5, 2, 6, 24, 168, 380$ godzin.
- 3 Po upływie określonego czasu starzenia t_s wykonane zostały (patrz rys.9) próby wtórnego rozciągania dwóch próbek. Próby te były zsynchronizowane czasowo z przedstawionym na rys.10 wtórnym ściskaniem innych dwóch próbek poddanych tej samej deformacji wstępnej. Cztery próbki służące do wyznaczenia własności mechanicznych materiału dla jednego przedziału czasu starzenia były kolejno deformowane wstępnie w 20 minutowych odstępach czasowych. Następnie po upływie czasu t_s od chwili rozpoczęcia rozciągania pierwszej próbki odkształcano je wtórnie w tej samej kolejności (dwie pierwsze rozciągano a dwie następne ściskano). Procedura ta zapewniała jednakowy czas starzenia dla wszystkich czterech próbek.

Wtórne obciążanie realizowano ze stałą prędkością odkształceń do 4 % (dla ściskania -4 %) w przypadku pierwszej serii próbek oraz do 2 % (-2 % dla ściskania) wartości odkształceń całkowitych dla drugiej serii próbek. Podobnie jak zadawanie wstępnej deformacji wtórne obciążanie było prowadzone pod kontrolą odkształceń, których szybkość wynosiła 0.01 %/s.

- 4 Opisane powyżej punkty 1, 2, 3 programu badawczego powtórzono z użyciem próbek wykonanych ze stali 45. Przedziały czasu starzenia wynosiły $t_s = 0$ godz. (natychmiastowe obciążenie w kierunku przeciwnym) oraz 2 godziny.
- 5 Trzy próbki ze stopu aluminium PA6 obciążano cyklicznie z różnymi prędkościami odkształceń (0.0032 %/s, 1.6 %/s, 16 %/s). Program testu składał się z 10 cykli, w trakcie których parametrem kontrolowanym było odkształcenie próbki zmieniające się w granicach od +2 % do -2 %. Za pomocą analizy kształtu pętli $\sigma_x(\epsilon_x)$ zbadano zmianę własności mechanicznych materiału spowodowaną starzeniem dynamicznym.
- 6 Ostatnim punktem programu badawczego było zbadanie zmian wywołanych zdrowieniem materiału po całkowitym odciążeniu próbki. Obserwowano zmiany odkształcenia próbki bezpośrednio po wywołaniu wstępnej deformacji plastycznej i odciążeniu próbki, a więc przy zerowych naprężeniach pierwszego rodzaju. Procedura badawcza polegała na odkształceniu próbki wykonanej ze stali 45 do 2 % odkształcenia całkowitego a następnie na pomiarze zmian odkształcenia odciążonej próbki przez 2 godziny po usunięciu obciążenia.

odkształcenie próbki mierzone przy pomocy przetwornika pomiarowego. Widok i schemat stanowiska badawczego pokazany jest na rys. 11 i 12.



Rys. 12 Schemat stanowiska badawczego

W trakcie testów rejestrowane były następujące wielkości :

- siła obciążająca próbkę F mierzona przy pomocy dynamometru tensometrycznego firmy INSTRON o nośności nominalnej ± 100 kN,
- odkształcenie wzdłużne ϵ_x mierzone ekstensometrem dynamicznym firmy MTS o bazie 25 mm i zakresie pomiarowym ± 1 mm,

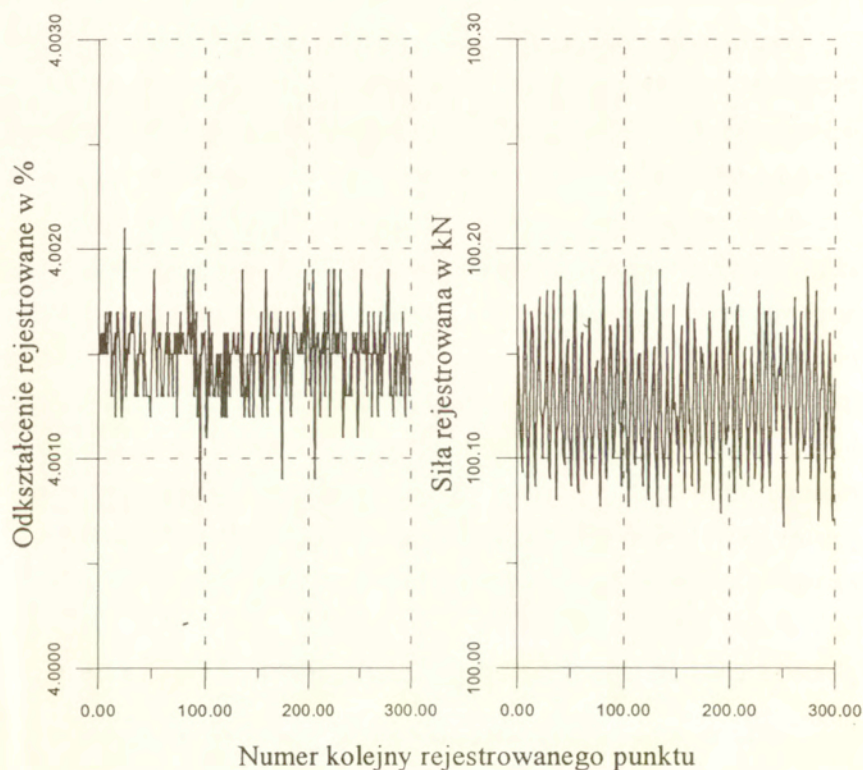
- odkształcenie poprzeczne ϵ_y mierzone przy pomocy specjalnego ekstensometru przeznaczonego do pomiaru zmiany średnicy firmy MTS o zakresie pomiarowym ± 0.5 mm.

Przetworniki pomiarowe były zestrojone z systemem pomiarowym maszyny INSTRON. Sygnał z tego systemu pomiarowego przeliczony odpowiednio na kN w przypadku siły oraz na % w przypadku odkształceń był rejestrowany cyfrowo na dysku niezależnego od sterowania maszyną komputera HP Vectra 386 za pośrednictwem specjalnego urządzenia do akwizycji danych pomiarowych firmy PEEKEL. Częstotliwość próbkowania mierzonych sygnałów poprzez urządzenie do akwizycji danych wynosiła około 5 pomiarów na sekundę co przy stosowanej prędkości odkształcenia dawało około 2000 punktów pomiarowych dla każdej z trzech mierzonych wielkości w procesie obciążania. Wyniki w postaci zbiorów były przesyłane za pośrednictwem lokalnej sieci komputerowej na dysk stacji roboczej SPARCStation 2, gdzie były obrabiane cyfrowo i analizowane przy pomocy programu przeznaczonego do zastosowań inżynierskich i naukowych o nazwie DADiSP. Zastosowanie cyfrowej obróbki danych umożliwiło sporządzenie i precyzyjne porównywanie krzywych obrazujących plastyczne płynięcie materiału z uwzględnieniem zmiany przekroju części pomiarowej próbki.

8.2. Dokładności pomiarowe

Na rys.13 pokazano jakość rejestrowanych sygnałów. Sygnał siły jest rejestrowany przy pomocy pasma o fluktuacji pomiarowej 0.12 kN co stanowi 0.06 % zakresu nośności nominalnej dynamometru. Rozdzielczość cyfrowego układu pomiarowego definiowana przez normę ISO/DIS opisana w [69] stanowi

połowę pasma fluktuacji pomiarowych i wynosi 0.06 kN co stanowi 0.03 % zakresu nośności nominalnej przetwornika.



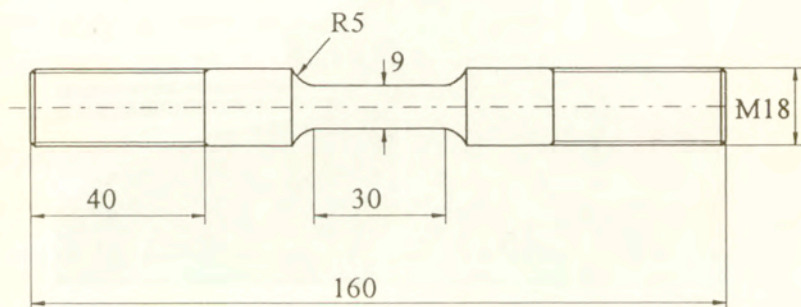
Rys.13 Powiększenie sygnałów rejestrowanych przez komputerowy system akwizycji danych

Sygnal odkształcenia rejestrowany przy pomocy ekstensometru firmy MTS jest zapisywany za pomocą pasma o fluktuacji pomiarowej 0.0016 % co stanowi

0.02 % zakresu pomiarowego. Rozdzielczość ekstensometru wynosi zatem zgodnie z normą ISO/DIS 0.0008 % co stanowi 0.01 % zakresu pomiarowego.

9. Próbka i materiał

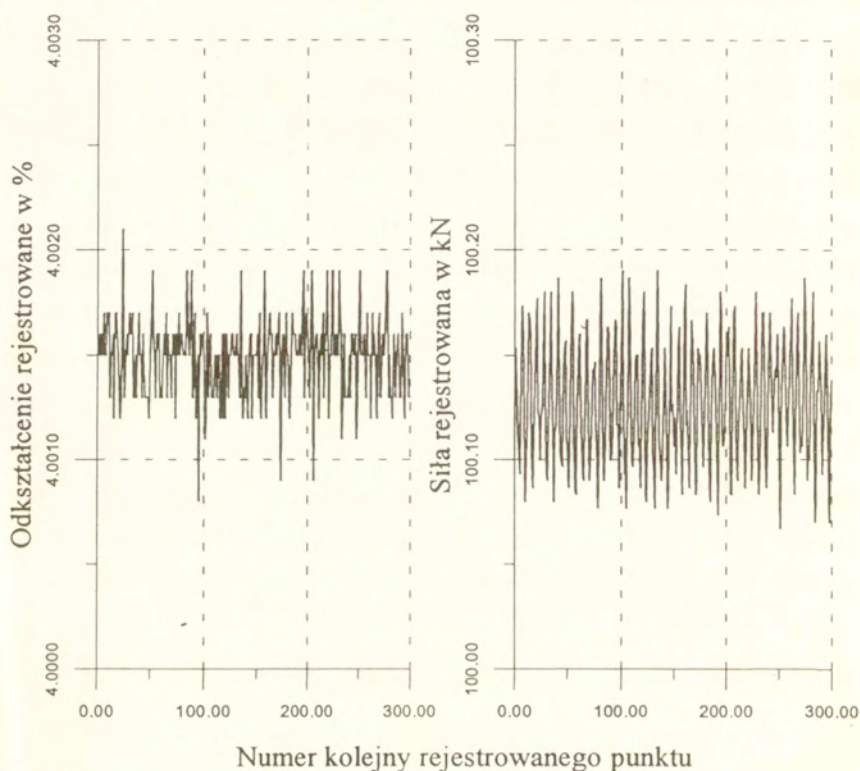
Konstrukcję części chwytowej próbki pokazanej na rys.14 dostosowano do tulei zaciskowych maszyny INSTRON 1343, w których mocowana była ona za pomocą trzpieni pośrednich.



Rys.14 Próbka

Trzpienie te posiadały gwint wewnętrzny, w który wkręcano a następnie kontrowano próbkę przy pomocy przeciwnakrętki. Długość części pomiarowej próbki ograniczona była z jednej strony możliwością wyboczenia próbki w trakcie ściskania a z drugiej strony część pomiarowa musi być wystarczająco długa aby możliwe było zamocowanie dwu ekstensometrów i aby w części tej panował możliwie jednorodny stan naprężeń i odkształceń.

połowę pasma fluktuacji pomiarowych i wynosi 0.06 kN co stanowi 0.03 % zakresu nośności nominalnej przetwornika.



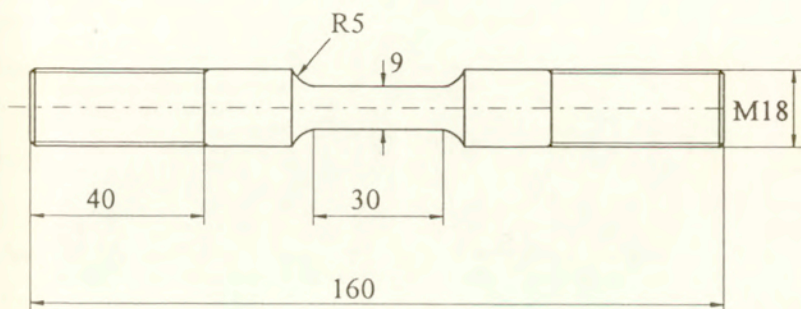
Rys.13 Powiększenie sygnałów rejestrowanych przez komputerowy system akwizycji danych

Sygnał odkształcenia rejestrowany przy pomocy ekstensometru firmy MTS jest zapisywany za pomocą pasma o fluktuacji pomiarowej 0.0016 % co stanowi

0.02 % zakresu pomiarowego. Rozdzielczość ekstensometru wynosi zatem zgodnie z normą ISO/DIS 0.0008 % co stanowi 0.01 % zakresu pomiarowego.

9. Próbka i materiał

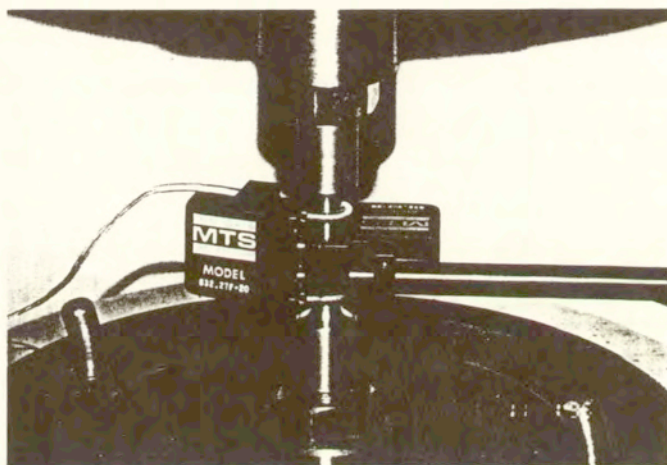
Konstrukcję części chwytowej próbki pokazanej na rys.14 dostosowano do tulei zaciskowych maszyny INSTRON 1343, w których mocowana była ona za pomocą trzpieni pośrednich.



Rys.14 Próbka

Trzpienie te posiadały gwint wewnętrzny, w który wkręcano a następnie kontrowano próbkę przy pomocy przeciwnakrętki. Długość części pomiarowej próbki ograniczona była z jednej strony możliwością wyboczenia próbki w trakcie ściskania a z drugiej strony część pomiarowa musi być wystarczająco długa aby możliwe było zamocowanie dwu ekstensometrów i aby w części tej panował możliwie jednorodny stan naprężeń i odkształceń.

Na rys.15 pokazano próbkę wraz z zamontowanymi urządzeniami do pomiaru odkształceń w uchwytach maszyny wytrzymałościowej. Na rysunku tym widać także trzpienie pośrednie i przeciwnakrętki.



Rys.15 Układ pomiarowy

Do badań użyto dwóch materiałów dobranych tak, aby półwyroby z których wykonano próbki różniły się cechami wynikającymi z obróbki plastycznej w procesie wytwórczym. W przypadku stopu aluminium operacją kształtującą półwyrób było wyciskanie, a w przypadku stali półwyrób był walcowany i ciągniony. Różne technologie produkcji półwyrobów mogą być powodem odmiennego zachowania się próbek wykonanych ze stali oraz stopu aluminium.

Wszystkie próbki ze stopu aluminium o symbolu PA6 (według normy polskiej) wykonano z pręta o średnicy 20 mm. Stop ten zwany duralem posiada następujący skład chemiczny {Cu - 3.8 ÷ 4.8 %, Mg - 0.4 ÷ 1.1 %, Mn - 0.4 ÷ 1 %} i jest stosowany między innymi do produkcji obciążonych elementów konstrukcji lotniczych i pojazdów mechanicznych. Próbki wykonane ze stali węglowej konstrukcyjnej wyższej jakości 45 o składzie chemicznym {C - 0.42 ÷ 0.50 %, Mn - 0.50 ÷ 0.80 %, Si - 0.17 ÷ 0.37 %, P < 0.04 %, S < 0.04 %} także wykonano z jednego pręta o średnicy 20 mm. Stale konstrukcyjne wyższej jakości są w zasadzie przeznaczone do ulepszania cieplnego lub nawęglania, ale materiał użyty do testów nie był ulepszany cieplnie. Pierwsza seria próbek wykonanych ze stopu PA6 była starzona naturalnie w temperaturze ok. 20°C + przez okres 2 lat. Starzenie miało na celu usunięcie naprężeń resztkowych powstałych w procesie produkcji oraz w trakcie obróbki mechanicznej.

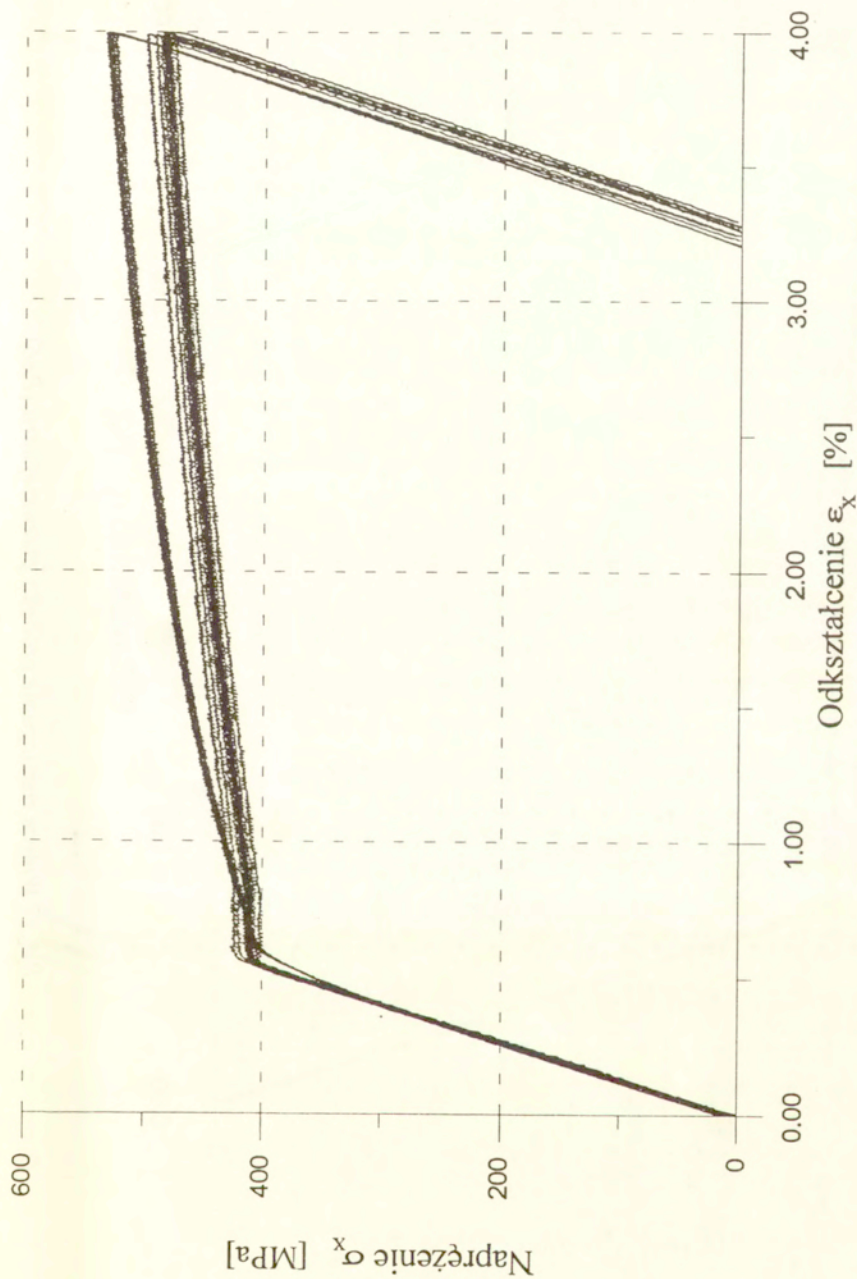
10. Wyniki badań

Wyniki badań przedstawiono w postaci wykresów będących graficznym obrazem danych w postaci cyfrowej zarejestrowanych przy pomocy urządzeń do komputerowej akwizycji danych pomiarowych i przetworzonych komputerowo przy pomocy pakietu DADiSP.

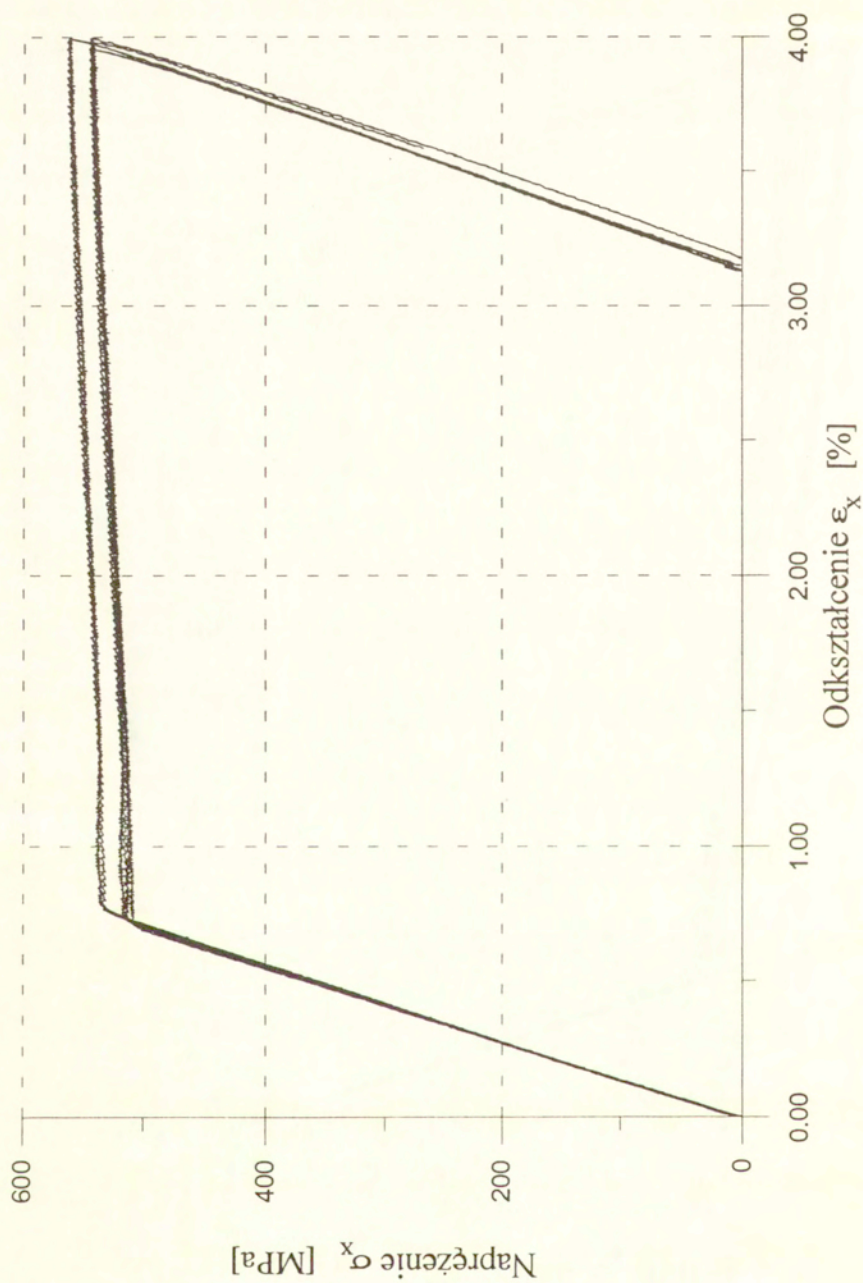
10.1. Badania stopu aluminium PA6

Pierwszym etapem programu badań było zadanie deformacji wstępnej. Przebieg tej operacji był dla każdej próbki rejestrowany i porównywany w postaci wykresu $\sigma_x(\epsilon_x)$ z podobnymi wynikami dla pozostałych próbek. Na

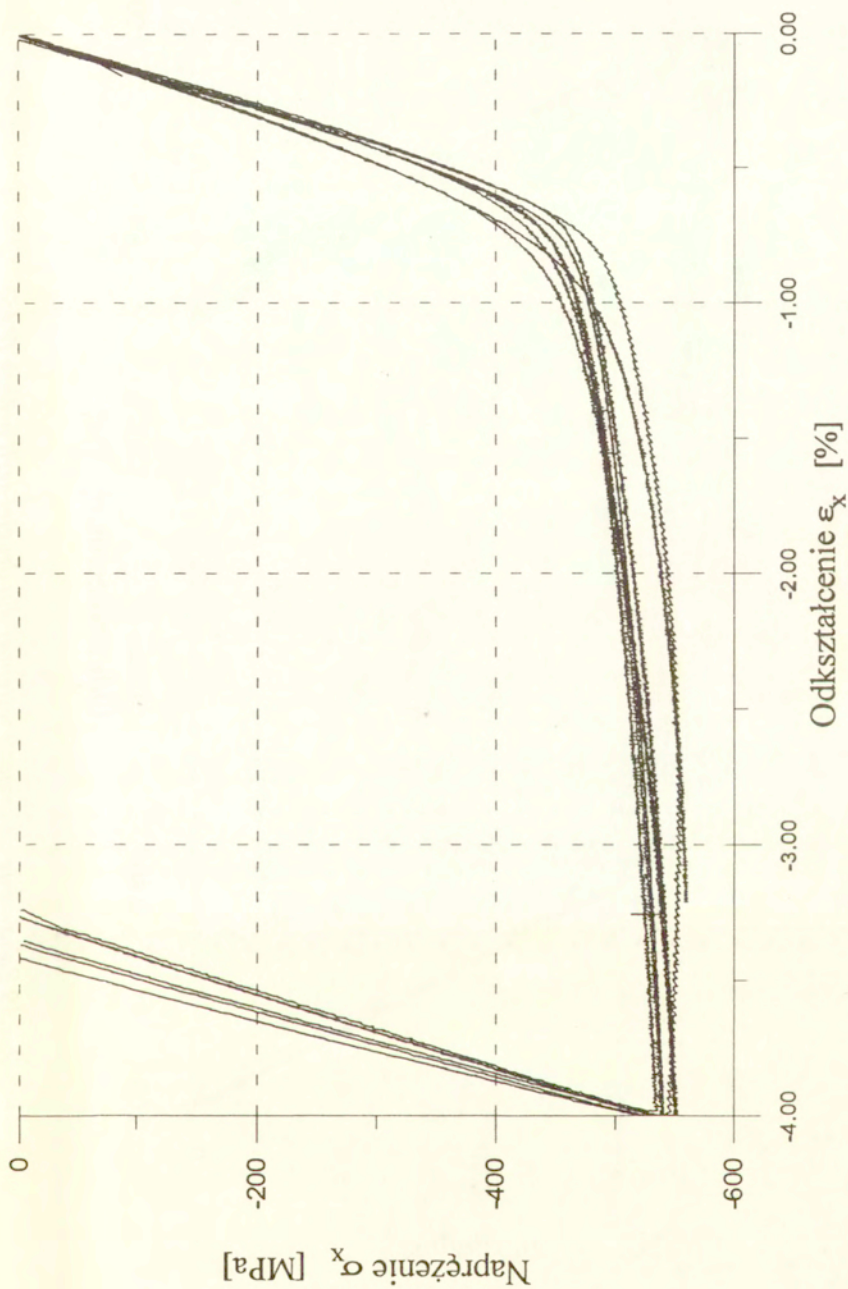
rys.16 oraz rys.19 pokazano odkształcanie wstępne dwóch serii próbek. Jak widać na rys.16 pierwsza seria próbek została wykonana z dwóch różnych odcinków pręta. Podobnie na rys.17 przedstawiającym wtórne rozciąganie czterech wybranych próbek widać, że próbki wchodzące w skład tej serii wykonano z dwóch, różniących się pod względem własności mechanicznych odcinków pręta. Podobny wniosek można wyciągnąć z analizy rys.18, na którym przedstawiono wtórne ściskanie pierwszej serii próbek. Ponadto na ostatnim z wymienionych rysunków można zaobserwować, że części wykresów odpowiadające odciążaniu próbek są nachylone pod różnymi kątami do osi odkształceń. Może to być spowodowane wybozeniem próbek w trakcie ich ściskania do zbyt dużej wartości odkształceń całkowitych wynoszącej 4 %. Drugą serię próbek odkształcano do mniejszej, wynoszącej 2 %, wartości odkształceń całkowitych. Odkształcanie wstępne drugiej serii próbek pokazano na rys.19. Jak widać, seria ta została wykonana z trzech różnych odcinków pręta. Kolejny rysunek (rys.20) pokazuje wtórne rozciąganie próbek z drugiej serii. Duże różnice własności mechanicznych pomiędzy próbkami z drugiej serii spowodowane są naprężeniami resztkowymi powstałymi w próbkach w trakcie obróbki mechanicznej. Druga seria próbek nie była w odróżnieniu od pierwszej starzona przez okres dwóch lat co spowodowało, że próbki odkształcane plastycznie w niedługim czasie po wykonaniu obróbki mechanicznej polegającej na usunięciu części materiału z pręta różnią się znacząco pod względem własności mechanicznych. Następny rysunek (rys.21) przedstawia wtórne ściskanie próbek pochodzących z drugiej serii. Jak widać, pomimo dużych różnic we własnościach mechanicznych poszczególnych próbek można łatwo zaobserwować ewolucję kształtu krzywej $\sigma(\epsilon)$ dla dwóch różnych odcinków pręta.



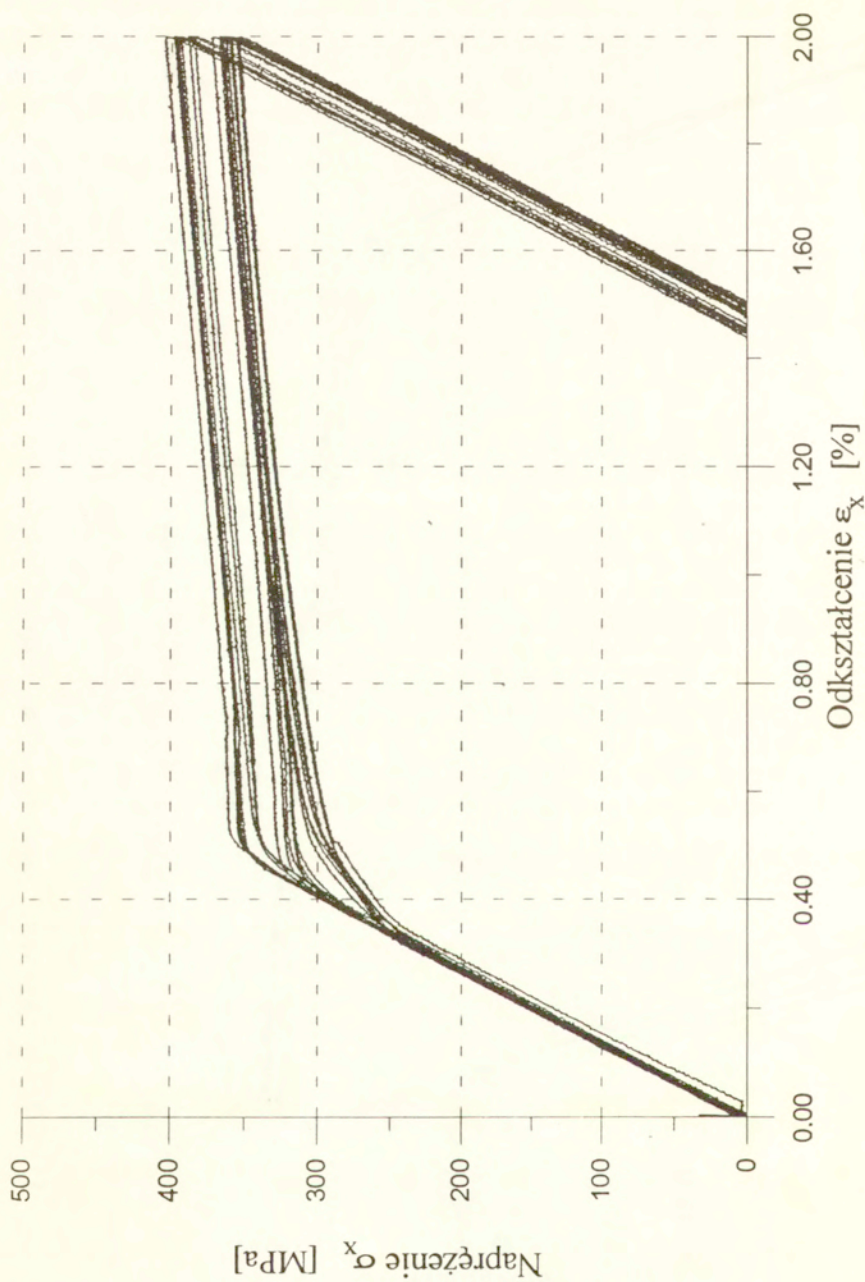
Rys. 16 Przebieg zadawania deformacji wstępnej dla pierwszej serii próbek (PA6)



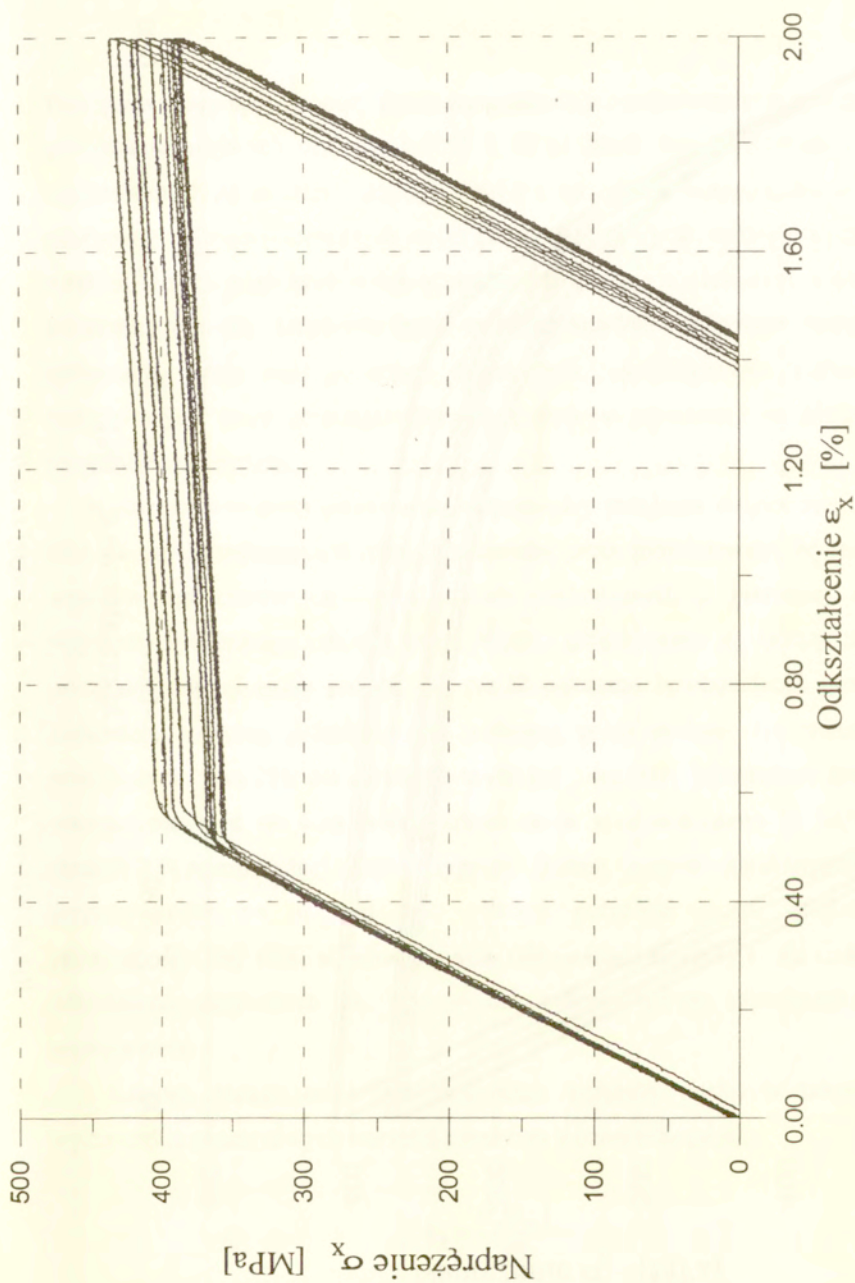
Rys. 17 Wtórne rozciąganie próbek z pierwszej serii (PA6)



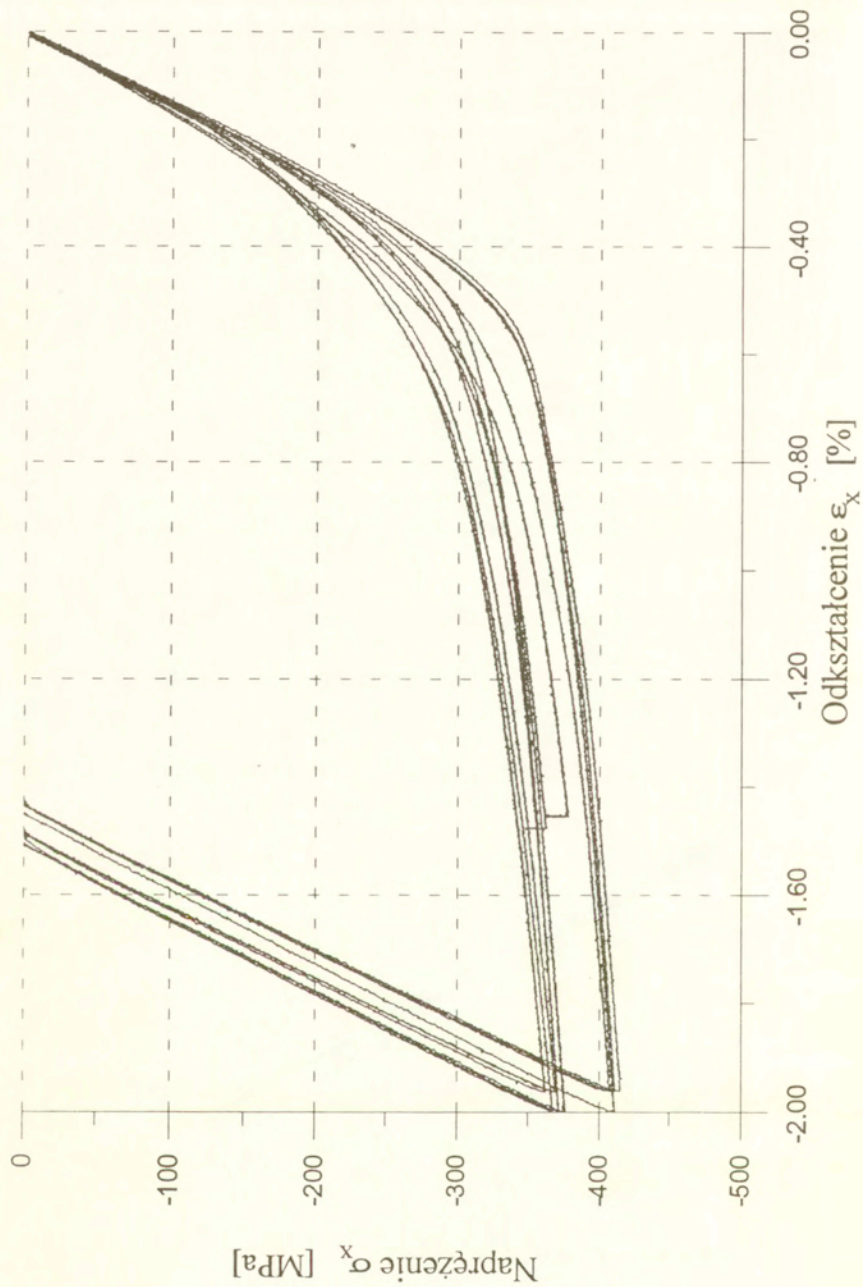
Rys. 18 Wtórne ścisnienie pierwszej serii próbek (PA6)



Rys. 19 Zadawanie deformacji wstępnej dla drugiej serii próbek (P A6)



Rys.20 Wtórne rozciąganie próbek z drugiej serii (PA6)



Rys.21 Wtórne ściskanie próbek z drugiej serii (PA6)

Przyjęty w pracy sposób oceny zmian wywołanych procesem starzenia polegał na porównaniu krzywych $\sigma(\epsilon)$ dla próbek o takiej samej historii deformacji ale rejestrowanych po różnym czasie, jaki upłynął od zadania wstępnej deformacji plastycznej. Dla uchwycenia tych zmian porównywano wyniki testów dla próbek o takich samych właściwościach mechanicznych w stanie wyjściowym, a więc o pokrywających się krzywych $\sigma(\epsilon)$ przedstawiających zadawanie wstępnej deformacji. Istotą tego programu badań było wyeliminowanie rozrzutów materiałowych, które utrudniają obserwację wpływu zdrowienia na własności mechaniczne materiału.

Rozrzut własności mechanicznych pomiędzy próbkami drugiej serii oraz fakt, że próbki wykonane z różnych odcinków pręta spowodowały, że analizę wyników ograniczono do części próbek pochodzących z pierwszej serii, wykonanych z jednego odcinka pręta. Wyniki prezentowane w dalszej części pracy dotyczą tej grupy próbek. Na rys.22 pokazano powtarzalność procesu zadawania wstępnej deformacji dla wybranej grupy próbek. Jak widać w powiększeniu (rys.23), dla dowolnie wybranej wartości odkształceń rozrzut wartości naprężeń dla serii próbek mieści się w granicach około 10 MPa co stanowi 2 % rejestrowanej wartości sygnału. Badany materiał charakteryzuje się występowaniem na krzywej $\sigma(\epsilon)$ obszaru przypominającego przystanek plastyczności dla stali niskowęglowych (jak widać na rys.23 dla zakresu odkształceń całkowitych ok 0.55 ÷ 0.8 materiał płynie plastycznie bez wzmocnienia).

Krzywe obrazujące proces deformacji wstępnej posłużyły także do wyznaczenia początkowych wartości parametru k oznaczonego jako

$$k_0 = \frac{\sigma_x(\epsilon_{of})}{\sqrt{3}} \quad (21)$$

Przy założeniu wstępnej izotropii materiału k wynosi dla wybranych wartości deformacji trwałej występującej w definicji umownej granicy plastyczności $\epsilon_{of} = 0.001, 0.01, 0.1, 1 \%$ odpowiednio 235.83, 236.85, 237.21 oraz 247.35 MPa. Wartości te obliczono jako średnie dla wszystkich próbek z tej grupy.

Jak już wspomniano, w stosunku do testów zastosowano proste kryterium powtarzalności, którego celem było wyeliminowanie próbek różniących się znacznie pod względem geometrii, materiału lub naprężeń resztkowych od pozostałych, stanowiących większość w serii. Tradycyjne metody statystycznej obróbki danych wymagałyby wyznaczenia parametrów anizotropii dla serii co najmniej 10 próbek dla jednego przedziału czasu starzenia oraz dla każdego z kierunków wtórnego obciążenia. Aby spełnić te wymagania należałoby wykonać i przetestować bardzo dużo próbek co znacznie podniosłoby koszt wykonania badań. Uśrednianie wyników pomiarów (np. granicy plastyczności) dla dużej ilości próbek także nie prowadzi do uzyskania bardziej wiarygodnych wyników. Rozrzuty materiałowe pomiędzy próbkami powodują bowiem, że istota zmian własności mechanicznych materiału wywołanych starzeniem ulega "zamazaniu". Wobec powyższego każdą próbę wykonywano na dwóch próbkach i porównano krzywe $\sigma(\epsilon)$. Ustalono, że jeżeli dla dowolnej wartości odkształceń naprężenie dla tych dwóch próbek różniło się o więcej niż 5 % to kryterium powtarzalności nie było spełnione. Kryterium powtarzalności wyników testów spowodowało, że analizę wyników badań ograniczono do czterech okresów starzenia t_s pomiędzy deformacją wstępną a odkształceniem wtórnym wynoszących odpowiednio 0 (natychmiastowe obciążenie w kierunku przeciwnym do początkowego), 0.5, 2.0, 380 godzin. Wykresy naprężeń jako funkcji odkształceń całkowitych dla próbek wtórnie rozciąganych pokazano na rys.24. Dla lepszego zobrazowania zachowania się materiału w interesującym obszarze odkształceń plastycznych

(0.001 ÷ 1 %) oś odkształceń całkowitych ograniczono do 2 %. Następnie w celu zobrazowania plastycznego płynięcia materiału sporządzono wykres naprężeń jako funkcji odkształceń plastycznych - rys.25. Odkształcenia plastyczne obliczono jako różnicę odkształceń całkowitych oraz odkształceń sprężystych obliczonych jako iloraz naprężeń i modułu sprężystości.

Na obu rysunkach dotyczących wtórnego rozciągania próbek łatwo zaobserwować, że własności plastyczne i sprężyste materiału ponownie rozciąganego, a więc obciążanego w kierunku pokrywającym się z kierunkiem obciążenia wstępnego praktycznie nie zmieniają się z upływem czasu dzielącego obciążenie wtórne od wstępnej deformacji. Przyjęto więc, że materiał dla tego programu obciążeń wtórnych ma stałe w czasie wartości umownej granicy plastyczności wynoszące odpowiednio 470.34, 502.53, 511.25 oraz 518.54 MPa odpowiadające wspomnianym już wartościom odkształcenia trwałego ϵ_{of} .

Inaczej zachowywał się materiał w trakcie wtórnego ściskania próbek. Rys.26 przedstawia wartości bezwzględne naprężeń ściskających jako funkcję wartości bezwzględnych odkształceń całkowitych. Taki sposób przedstawiania przebiegu wtórnego ściskania przyjęto w celu umożliwienia porównania wyników testów dla rozciągania i ściskania. Zazwyczaj, aby porównać przebieg obciążania materiału dla różnych stanów naprężeń stosuje się do tego celu wykresy intensywności naprężeń jako funkcji intensywności odkształceń. Przy założeniu że materiał jest początkowo izotropowy i opisany warunkiem plastyczności Hubera-Misesa łatwo zauważyć że intensywność naprężeń definiowana jako

$$\sigma_1 = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad , \quad (22)$$

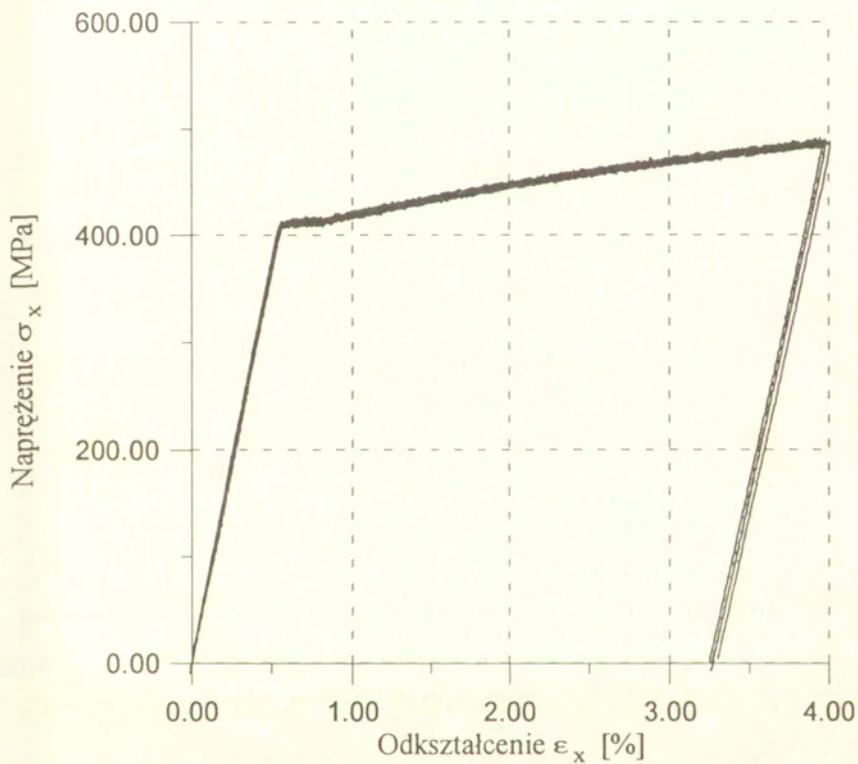
jest dla ściskania równa $\sigma_i = |\sigma_x|$, a dla rozciągania po prostu równa się naprężeniom rozciągającym. Podobnie dla intensywności odkształceń określonej zależnością

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)} \quad , \quad (23)$$

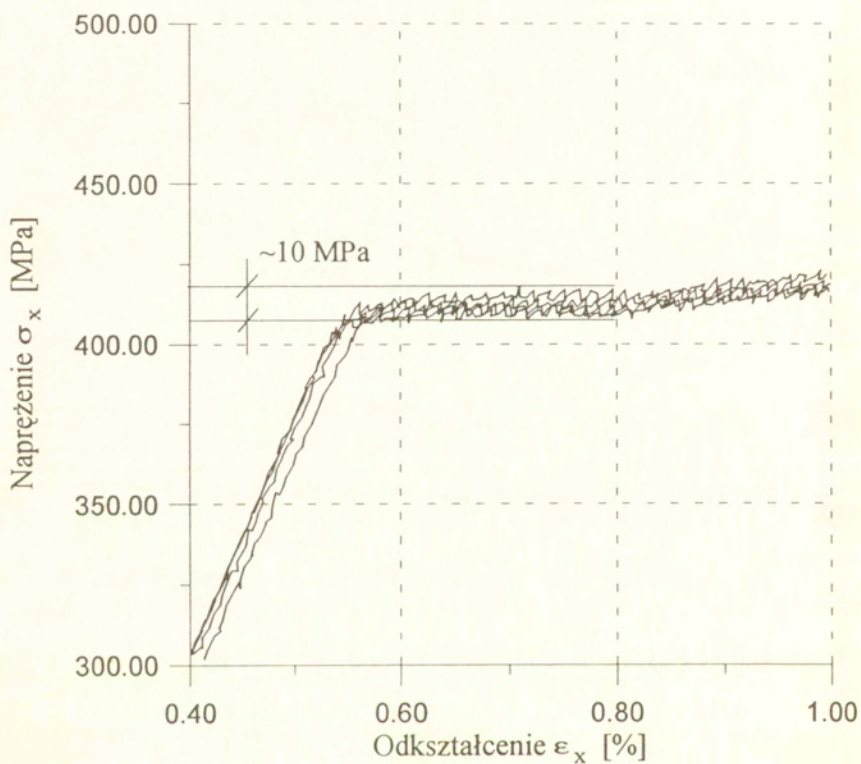
można przyjąć, że jeżeli współczynnik Poissona $\nu = -0.5$, to dla ściskania $\varepsilon_i = |\varepsilon_x|$ a dla rozciągania $\varepsilon_i = \varepsilon_x$. Można więc przyjąć, że porównanie wykresów z rys.24 i rys.26 oraz wykresów z rys.25 i rys.27 jest jednoznaczne z porównaniem wykresów przedstawiających intensywności naprężeń jako funkcję intensywności odkształceń.

Podobnie jak dla wtórnego rozciągania, dla lepszego zobrazowania plastycznego płynięcia materiału sporządzono dla badanego przedziału odkształceń trwałych (0 ÷ 1 %) wykres wartości bezwzględnej naprężeń jako funkcji wartości bezwzględnej odkształceń trwałych (plastycznych) pokazany na rys.27. Na wykresie tym naszkicowano dla porównania linią przerywaną przebieg plastycznego płynięcia próbki wtórnie rozciąganej ze zbioru pokazanego na rys.25 oraz zaznaczono przy wykresach dotyczących ściskania czas jaki dzieli dane obciążenie próbki od momentu zadania deformacji wstępnej.

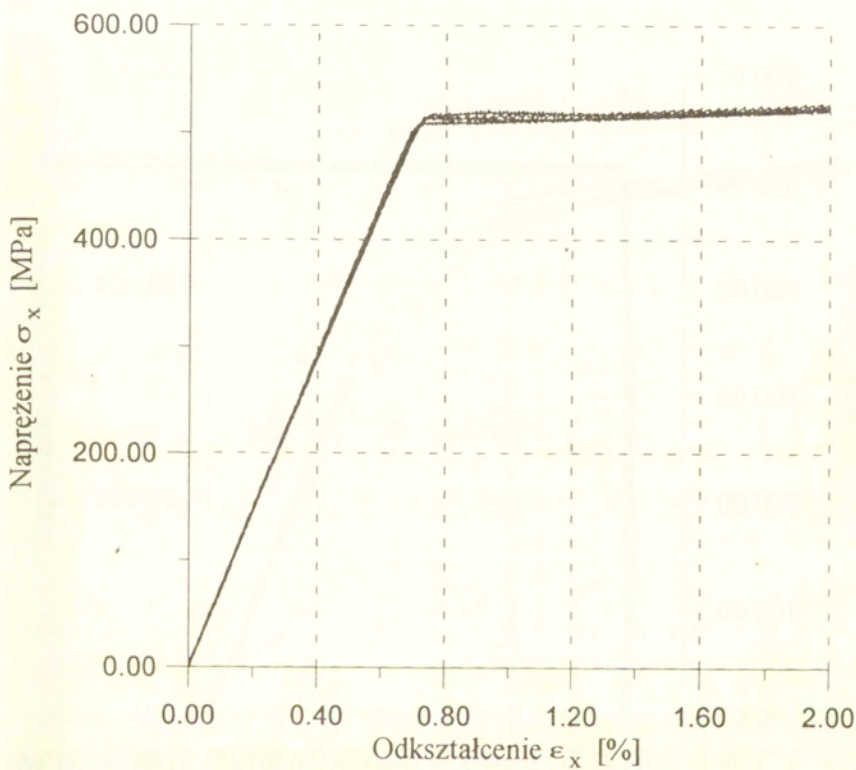
Jak widać charakterystyka plastycznego płynięcia dla próbek wtórnie ściskanych zmienia się wraz z czasem upływającym od zadania wstępnej deformacji. Zmiana kształtu krzywej $\sigma(\varepsilon)$ wywołana starzeniem materiału jest więc zależna od kierunku obciążenia wtórnego i jest największa dla obciążeń skierowanych w kierunku przeciwnym do kierunku obciążeń wywołujących deformację wstępną, natomiast dla kierunku obciążenia wtórnego pokrywającego się z tym kierunkiem zmiana własności mechanicznych jest pomijalnie mała.



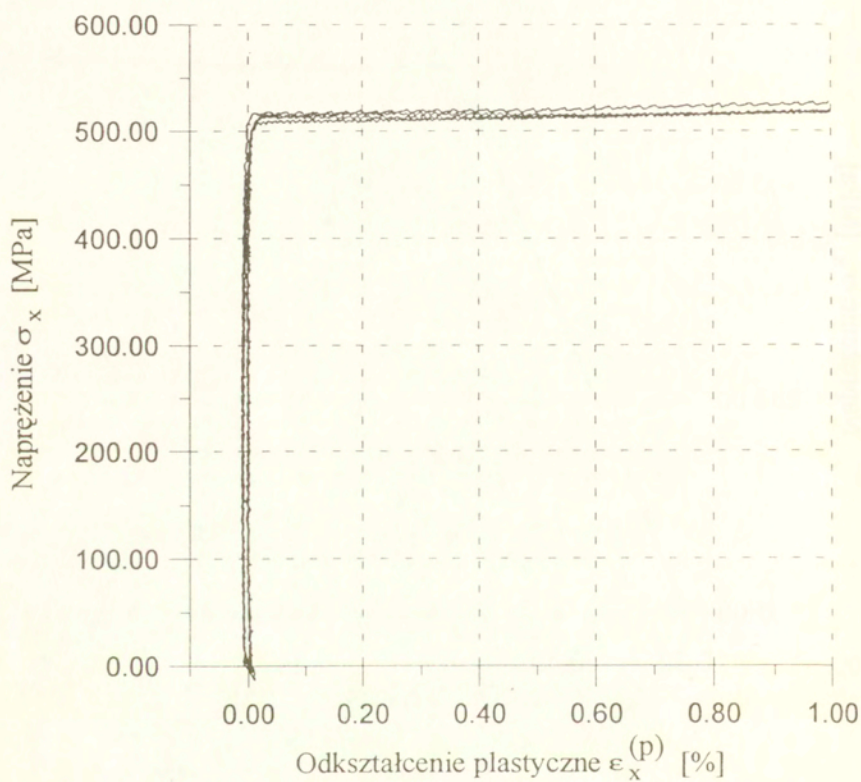
Rys.22 Przebieg zadawania wstępnej deformacji dla wybranych próbek (PA6)



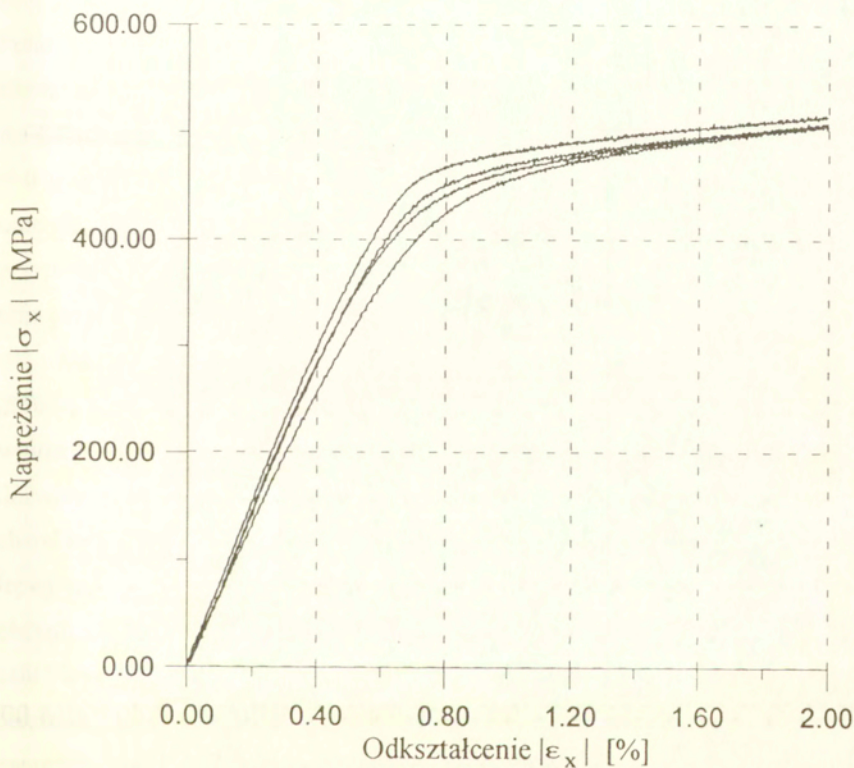
Rys.23 Powiększony obraz początku plastycznego płynięcia wstępnie deformowanych próbek (PA6)



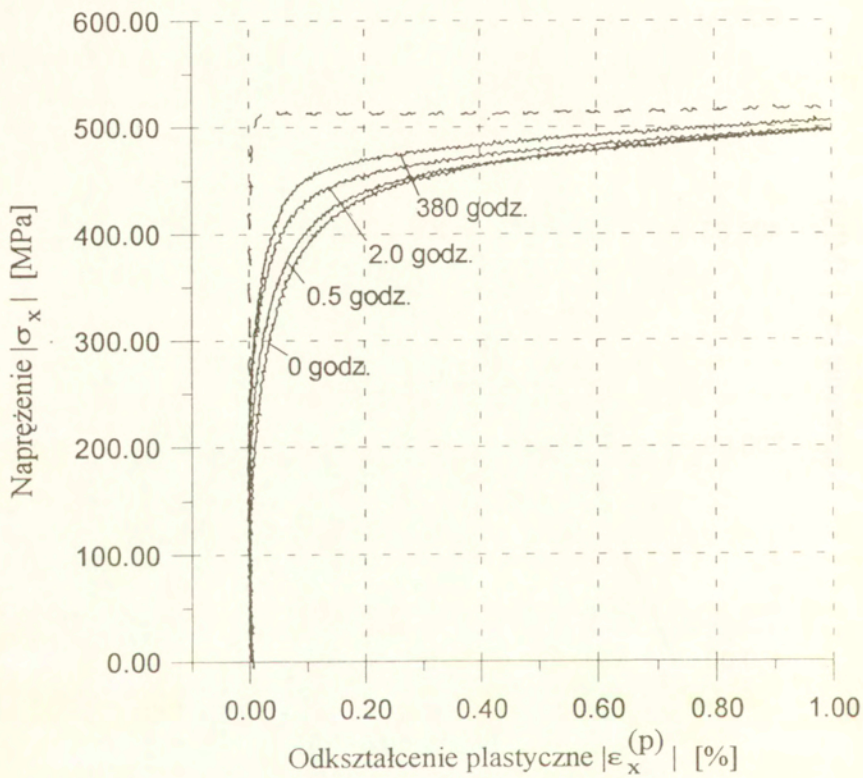
Rys. 24 Przebieg wtórnego obciążania próbek rozciąganych (PA6)
dla $t_s = 0, 0.5, 2, 380$ godzin



Rys.25 Plastyczne płygnięcie próbek wtórnie rozciąganych (PA6)
dla $t_s = 0, 0.5, 2, 380$ godzin



Rys.26 Przebieg wtórnego obciążania próbek ściskanych (PA6)
dla $t_s = 0, 0.5, 2, 380$ godzin



Rys.27 Plastyczne płygnięcie próbek wtórnie ściskanych (PA6)

10.2. Badania stali 45

Po wykonaniu badań dla stopu aluminium podobne badania wykonano dla stali konstrukcyjnej podwyższonej jakości 45 o sieci krystalicznej typu RPC. Ponieważ największe zmiany anizotropii plastycznej w przypadku stopu aluminium PA6 zachodziły w ciągu 2 godzin, aby sprawdzić, czy starzenie stali ma podobny przebieg zdecydowano się na wykonanie prób dla czasu starzenia $t_s = 0$ godzin (obciążenie wtórne następuje natychmiast po deformacji wstępnej) oraz dla 2 godzin. Technika doświadczalna była analogiczna do zastosowanej w przypadku stopu aluminium, ale zakres odkształceń przy wstępnej deformacji oraz przy obciążaniu wtórnym ograniczono do 2 %.

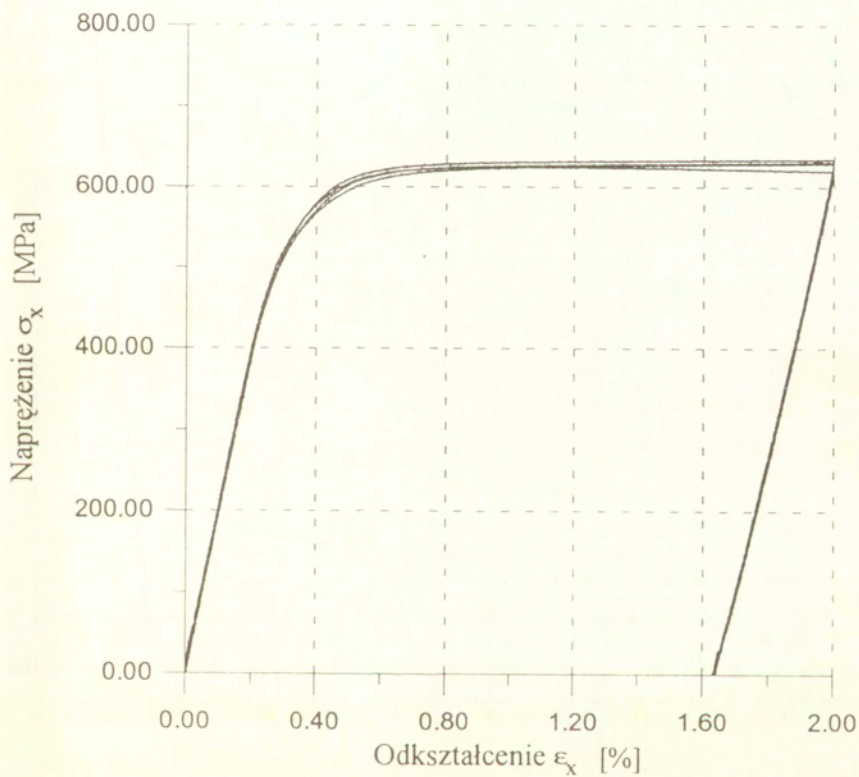
Na rys.28 pokazano przebieg zadawania wstępnej deformacji dla serii próbek, a na rys.29 pokazano przebieg deformacji wstępnej i obciążenia wtórnego próbki wtórnie rozciąganej dla $t_s = 0$ godzin. W trakcie analizy danych doświadczalnych dotyczących próbki wstępnie odkształconej okazało się, że charakterystyka próbki jest od początku wtórnego obciążania nieliniowa. Aby lepiej pokazać zachowanie się materiału w trakcie odciążania i ponownego obciążania próbki na rys.30 pokazano w powiększeniu przebieg tego procesu. W celu uwypuklenia nieliniowości odciążania i ponownego obciążania od odkształceń całkowitych odjęto odkształcenia sprężyste obliczone jako iloraz naprężeń i początkowego modułu sprężystości. Na rys.31 pokazano przebieg deformacji wstępnej i obciążenia wtórnego próbki wtórnie ściskanej dla $t_s = 0$ godzin. Odciążanie i ponowne obciążanie próbi odbywało się w sposób ciągły i było prowadzone aż do osiągnięcia przez odkształcenie wartości zerowej. Dla uwypuklenia nieliniowości odciążania z punktu zwrotnego A poprowadzono linię przerywaną o kącie nachylenia, którego tangens odpowiada początkowemu modułowi sprężystości próbki. Na kolejnym rysunku (rys.32) przebieg wtórnego

obciążania próbki natychmiast wtórnie rozciąganej porównano z przebiegiem obciążania próbki starzonej przez czas $t_s = 2$ godziny. Na rysunku tym przedstawiono plastyczne płynięcie próbek (na osi poziomej przedstawiono odkształcenia plastyczne). Jak widać charakterystyka materiału rozciąganego wtórnie w kierunku wstępnej deformacji ulega niewielkiej zmianie (podobnie do zachowania się stopu aluminium PA6). Na rys.33 widać odciążanie próbki natychmiast wtórnie ściskanej, które jest nieliniowe począwszy od punktu A, natomiast charakterystyka próbki starzonej przez 2 godziny po odciążeniu posiada odcinek liniowy o kącie nachylenia zgadzającym się z kątem, którego tangens odpowiada początkowemu modułowi sprężystości. Podobnie jak na poprzednim rysunku na osi poziomej umieszczono odkształcenia plastyczne. Dla próbki starzonej 2 godziny odkształcenie liczone względem stanu odciążonego (tak jak w przypadku próbek aluminiowych). Natomiast dla próbek obciążanych natychmiast po zadaniu wstępnej deformacji odkształcenie liczone zgodnie z propozycją zawartą w pracy [17] jako

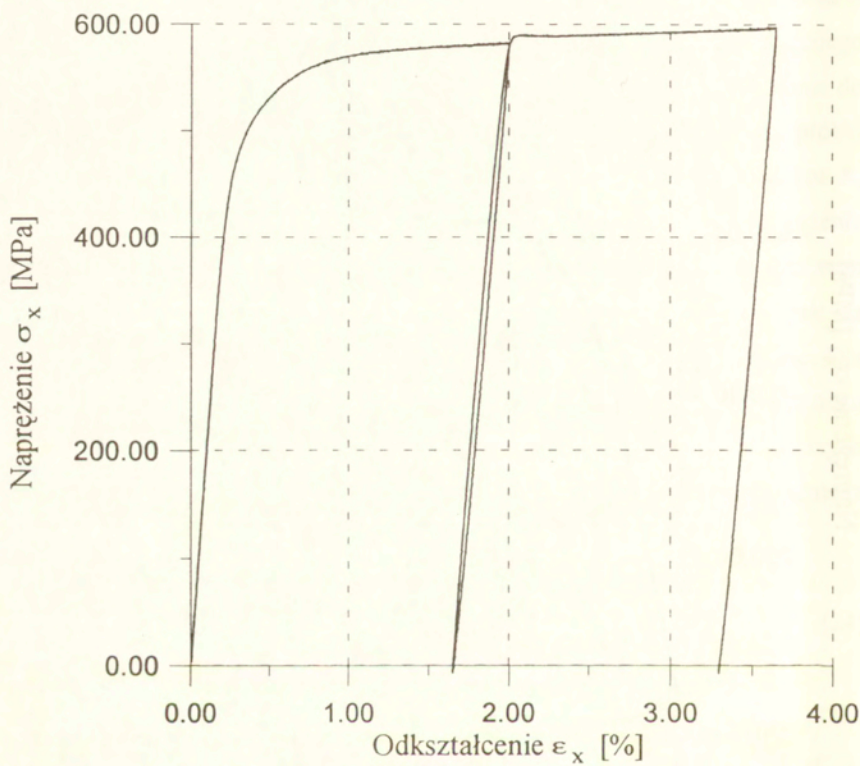
$$\epsilon_x = \epsilon_x^0 - \epsilon_x^A \quad , \quad (24)$$

gdzie ϵ_x^0 oznacza odkształcenie mierzone względem stanu próbki przed zadaniem wstępnej deformacji oznaczonego na rys.4 literą O (jest to odkształcenie mierzone przez ekstensometr wyzerowany przed odkształceniem wstępnym), a ϵ_x^A oznacza odkształcenie odpowiadające punktowi A (rys. 31).

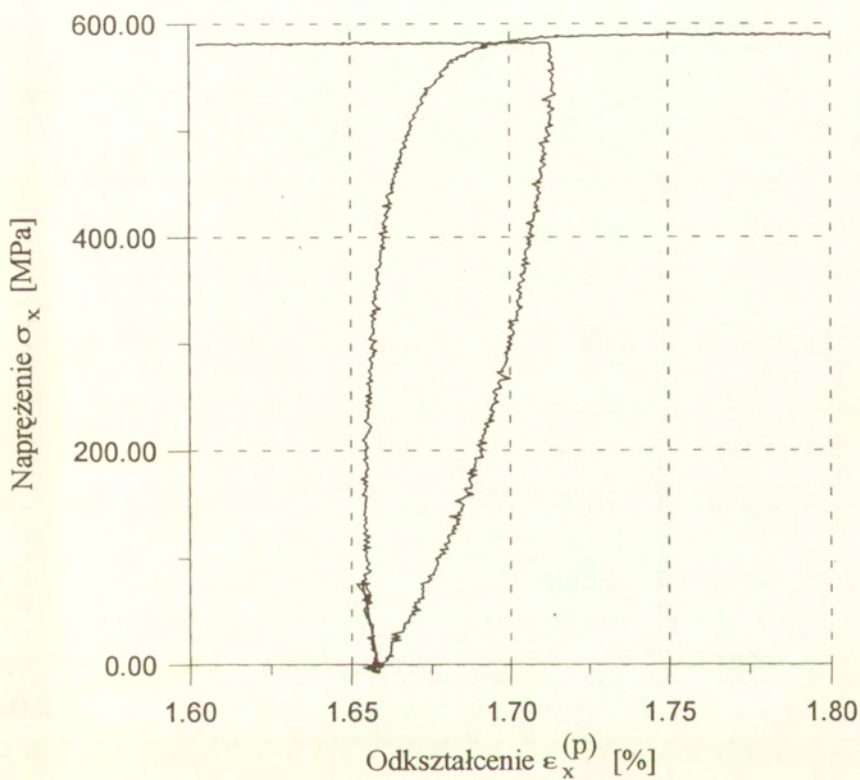
Obserwując wyniki badań wykonanych dla stali 45 należy stwierdzić, że jej starzenie objawia się podobnie do starzenia stopu PA6. Intensywność zdrowienia jest zależna od kierunku obciążenia wtórnego. Inna jest natomiast prędkość zdrowienia, co objawia się nieliniowym przebiegiem odciążania próbek prowadzonego z tą samą co w przypadku PA6 szybkością odkształceń.



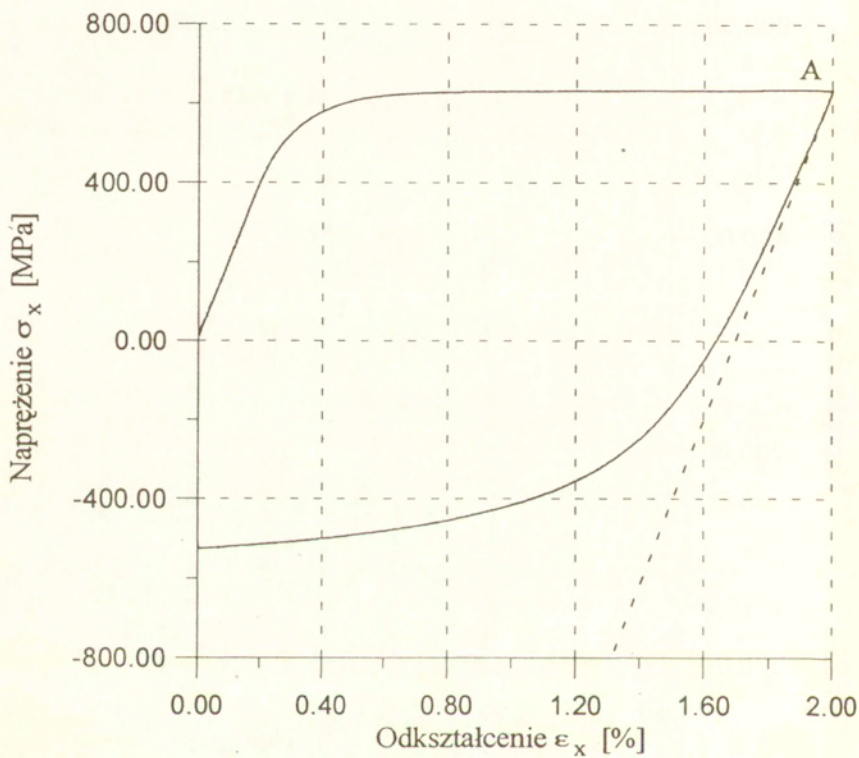
Rys.28 Przebieg zadawania wstępnej deformacji próbek (stal 45)



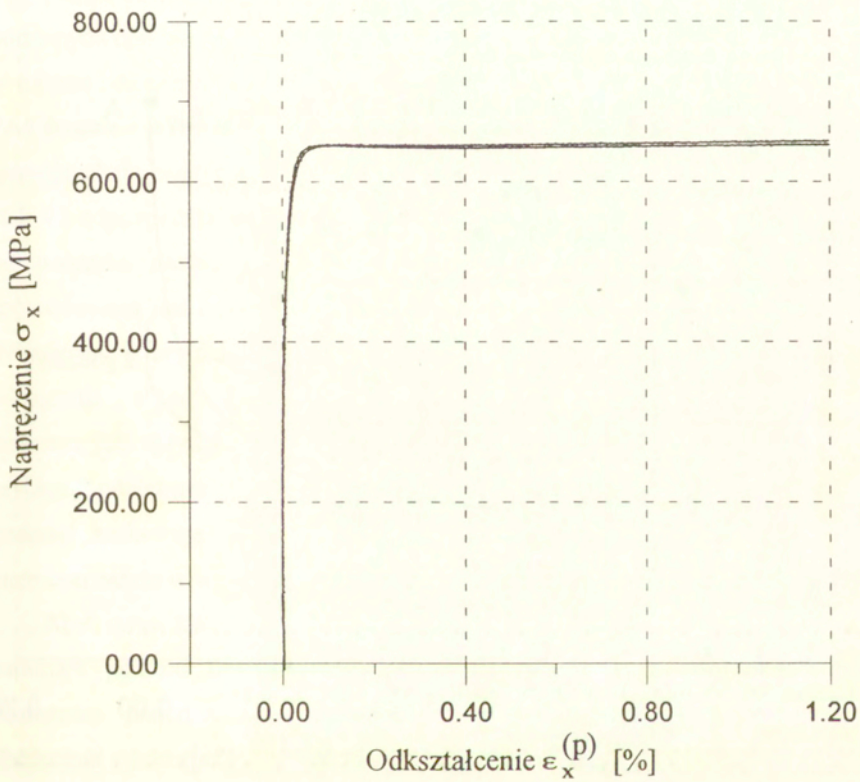
Rys.29 Historia deformacji próbki wtórnie rozciąganej dla $t_S = 0$ (stal 45)



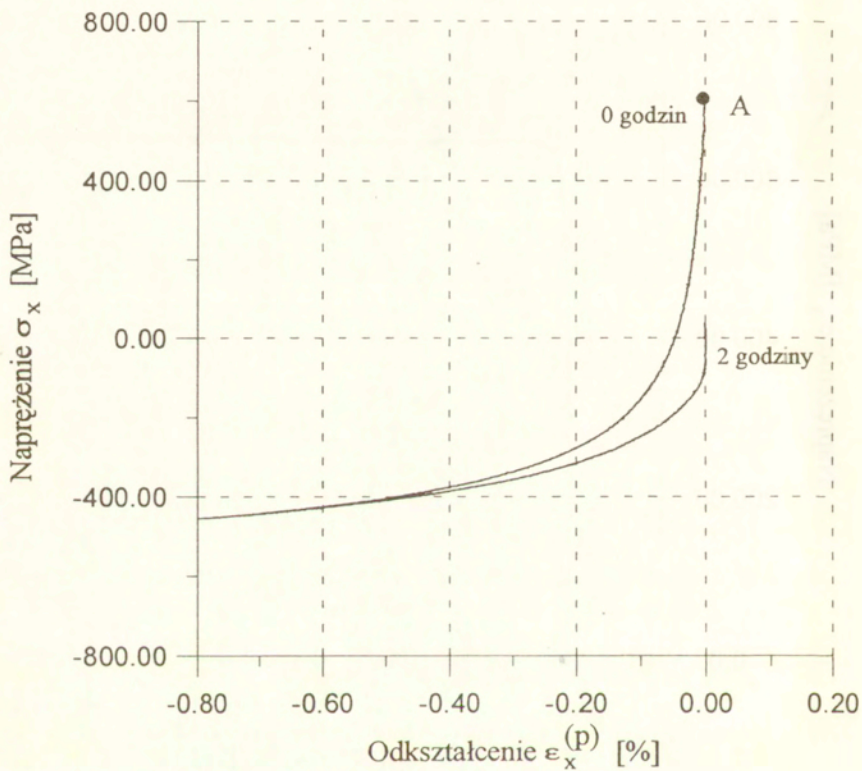
Rys.30 Powiększony przebieg odciążania i ponownego obciążania próbki
(stal 45)



Rys.31 Historia deformacji próbki wtórnie ściskanej dla $t_s = 0$ (stal 45)



Rys.32 Plastyczne płynięcie próbek wtórnie rozciąganych (stal 45)



Rys.33 Plastyczne płygnięcie próbek wtornie ściskanych (stal 45)

10.3. Starzenie dynamiczne przy obciążeniach cyklicznych

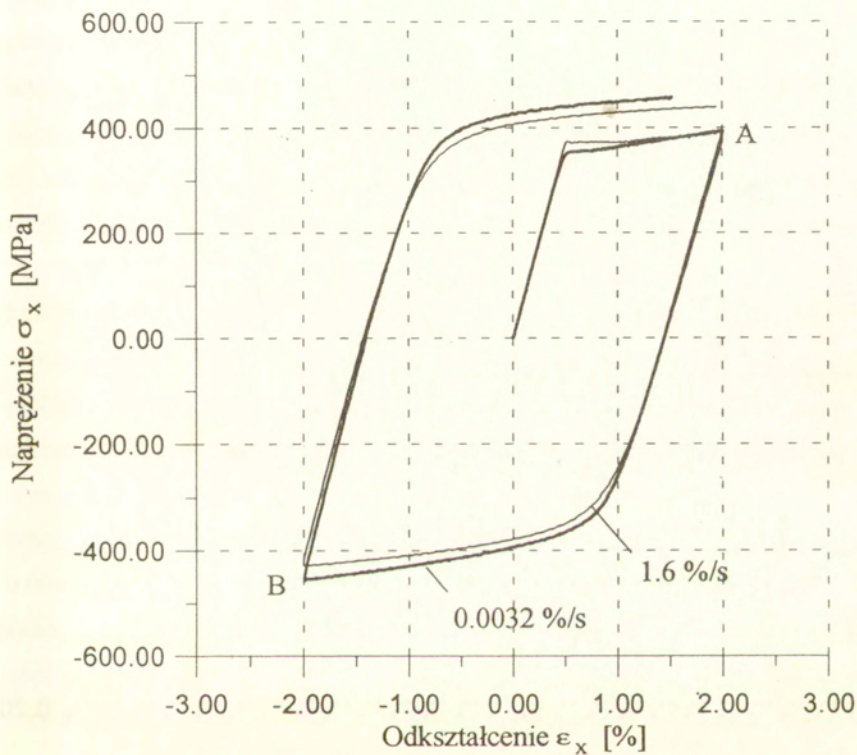
Najbardziej znaczącą różnicą w zachowaniu stali i stopu aluminium poddanych opisanej uprzednio historii odkształceń było zachowanie się materiału w trakcie odciążania po zadaniu wstępnej deformacji. O ile dla stopu aluminium PA6 fragment wykresu $\sigma(\epsilon)$ odpowiadający odciążaniu materiału był linią prostą (powierzchnia plastyczności obejmowała środek układu współrzędnych), to dla stali 45 odpowiednia część wykresu zaczynająca się w punkcie A (rys.31) była od początku nieliniowa. Różnica w zachowaniu stali i stopu aluminium spowodowana jest tym, że zjawiska objęte nazwą starzenia zachodzą w sposób dynamiczny z szybkością zależną od rodzaju materiału w trakcie obciążania lub odciążania, a parametrem decydującym o wspomnianym zachowaniu materiału jest czas, jaki upłynął od ostatniego maksymalnego przeciążenia materiału. Jeżeli szybkość odciążania materiału jest większa od pewnej szybkości granicznej to materiał zachowuje się nieliniowo (czas t_s jest zbyt krótki, aby starzenie materiału zaszło w wystarczającym stopniu).

Aby sprawdzić, jak starzenie dynamiczne wpływa na zachowanie się materiału podczas odciążania wykonano próbę polegającą na obciążeniu i odciążeniu materiału przy trzech znacznie różniących się szybkościach obciążania i odciążania. Próba ta, sprowadzająca się do wykonania kilku cykli obciążenia próbki ze stopu PA6 została wykonana przy wymuszeniu stałej prędkości odkształceń wynoszącej 16 %/s, 1,6 %/s oraz 0.0032 %/s. Cyklowanie prowadzono w granicach od 2 % do -2%.

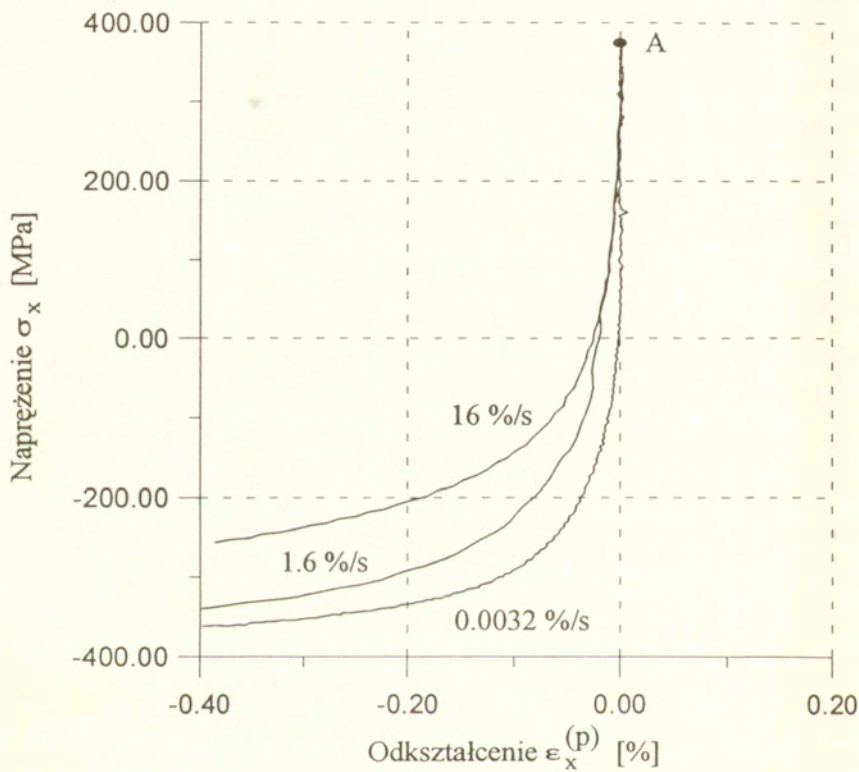
Na rys.34 pokazano pierwsze pętle obciążeń dla dwóch prędkości odkształcania. Kształt interesującej z punktu widzenia uprzednich rozważań części wykresu oznaczonej na rysunku literami AB jest różny dla wybranych prędkości odkształceń. Aby lepiej zobrazować plastyczne płynięcie materiału na

tym odcinku sporządzono wykres (rys.35) przedstawiający naprężenia w funkcji odkształceń plastycznych dla części wykresu oznaczonej jako AB. Podobnie jak w poprzednim rozdziale wykorzystano tu zawartą w pracy [17] propozycję dotyczącą sposobu porównywania plastycznego płynięcia materiału poddanego obciążeniom cyklicznym. Odkształcenia przedstawione na tym rysunku są częścią plastyczną odkształceń obliczonych według zależności (24). Na rys.35 można od razu zauważyć, że przy dużej szybkości odciażania osiągnięto dla stopu aluminium PA6 efekt podobny do zaobserwowanego w przypadku stali 45 - nieliniowe odciażanie materiału. Oznacza to między innymi, że powierzchnia plastyczności wyznaczona w trakcie badań z dużą szybkością odciażania nie obejmowałaby środka układu współrzędnych, oraz że istnieje krytyczna prędkość odciażania, dla której odciażanie materiału przestaje być liniowe. Zjawiska tego nie zaobserwowano w rozdziale 10.1 ponieważ stosowane tam szybkości odkształceń przy obciążaniu i odciażaniu były znacznie mniejsze (0.01 %/s).

Prędkość odkształceń jest więc istotnym parametrem ponieważ każda zmiana kierunku obciążeń w trakcie badań cyklicznych powoduje uruchomienie mechanizmów starzenia, a czas jaki upłynął od zmiany kierunku obciążenia decyduje o tym, w jakim stopniu zajdzie w materiale proces starzenia. Zależność kształtu pętli $\sigma(\epsilon)$ od prędkości odkształceń nie ma odbicia w normach dotyczących badań niskocyklicznych. Jedynym kryterium doboru prędkości odkształceń, z jaką deformowana jest próbka jest we wspomnianej normie konieczność uniknięcia nadmiernego nagrzewania się próbki w trakcie badań. Oprócz wpływu na kształt pętli $\sigma(\epsilon)$ szybkość odkształceń może także wpływać na czas, po którym wspomniana pętla stabilizuje się oraz na kształt krzywych szkieletowych dla danego materiału.



Rys.34 Obciążanie cykliczne materiału przy różnych prędkościach odkształceń (PA6)

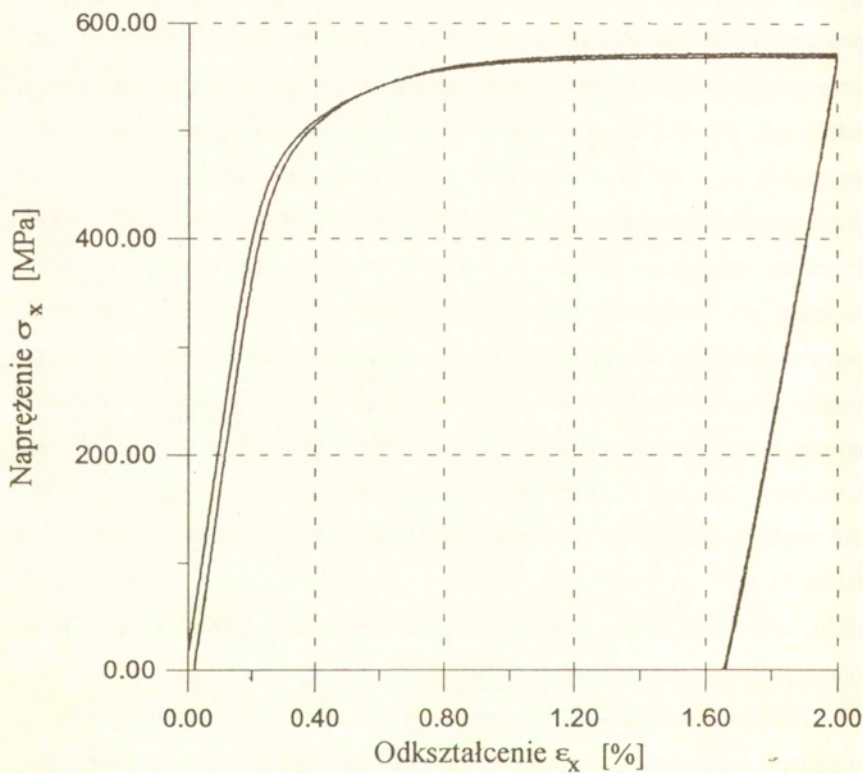


Rys. 35 Plastikne plynienie materiau w trakcie odciężania (PA6)

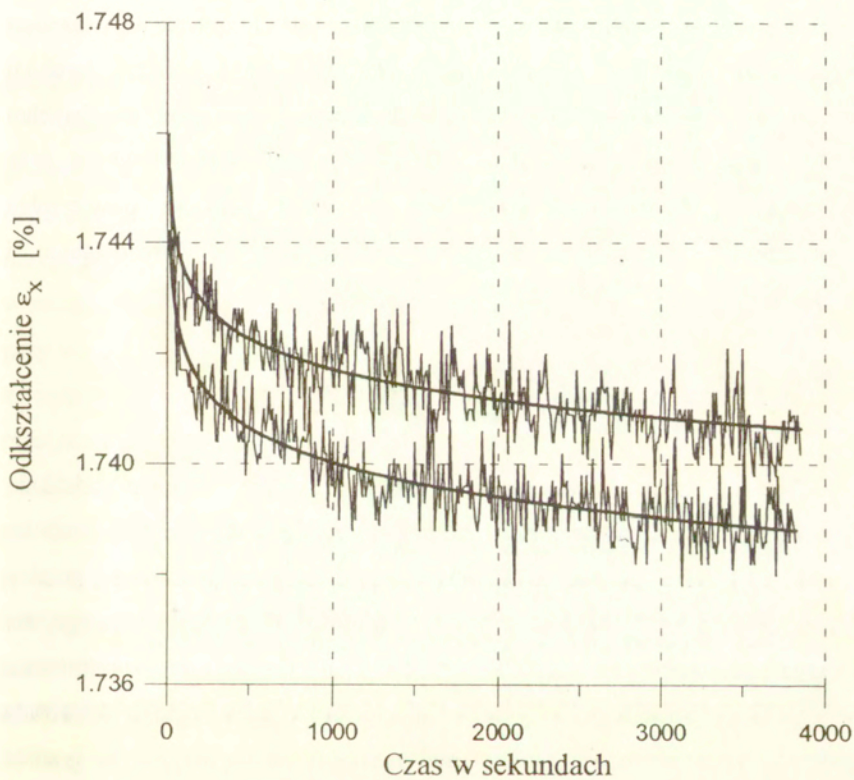
10.4. Deformacja materiału odciążonego

Kolejnym, bardzo istotnym z praktycznego punktu widzenia problemem jest wpływ starzenia na zmiany właściwości materiału odciążonego (brak naprężeń pierwszego rodzaju). Zmiany te dotyczą opisanego już kształtu krzywej $\sigma(\epsilon)$ przy wtórnym obciążeniu, ale mogą także objawić się poprzez samorzutną deformację odciążonej próbki. W celu zbadania tego zjawiska rozciągnięto dwie próbki wykonane ze stali 45 do wartości odkształceń całkowitych 2 % ze stałą prędkością odkształceń wynoszącą 0.01 %/s dla obciążania i odciążania próbek. Przebieg zadawania deformacji wstępnej pokazano na rys.36. Następnym krokiem po odciążeniu próbki było otwarcie jednej ze szczęk maszyny wyrzymałościowej i kontynuowanie przez dwie godziny pomiaru odkształceń próbki. Wyniki pomiaru pokazano na rys.37 (dodatkowo pokazano na rysunku aproksymację danych wykonaną przy pomocy funkcji logarytmicznej). Widać wyraźnie, że w rozpatrywanym przypadku deformacji materiału stan odkształcenia zmienia się po zdjęciu obciążenia. Zmiany te nie są duże i wynoszą 0.006 % w ciągu godziny po usunięciu obciążenia, ale jest to wystarczająco dużo, aby spowodować paczenie się półwyrobów wykonanych za pomocą operacji obróbki plastycznej na zimno.

Z przedstawionych danych wynika wniosek, że odkształcenia trwałe po wstępnej deformacji plastycznej są zależne od prędkości procesu starzenia i ulegają zmianie w czasie także przy zerowych naprężeniach. Bardzo istotna jest także zależność pomiędzy szybkością odciążania a jego liniowością. Dokładne zbadanie tego zjawiska i wyznaczenie krytycznych prędkości odciążania (rozumianych jako maksymalne prędkości odkształceń w trakcie odciążania materiału przy których wykres $\sigma(\epsilon)$ jest jeszcze prostoliniowy) mogłoby przyczynić się do poprawy stabilności wymiarowej półwyrobów hutniczych.



Rys.36 Przebieg zadawania wstępnej deformacji próbek (stal 45)



Rys.37 Zmiana odkształceń po usunięciu obciążenia (stal 45)

11. Analiza wyników badań

Analiza wyników badań obejmuje graficzne zobrazowanie wybranych parametrów anizotropii w postaci wykresów przedstawiających ich zmiany jako funkcję czasu oraz określenie wpływu zaobserwowanych zjawisk na własności mechaniczne materiałów. Przedstawiono także interpretację graficzną ewolucji anizotropii plastycznej w postaci elips będących przekrojami powierzchni plastyczności płaszczyzną σ_x , τ_{xy} . Elipsy te zostały zrekonstruowane przy pewnych, opisanych niżej założeniach z dwóch punktów powierzchni plastyczności odpowiadających granicy plastyczności przy rozciąganiu i ściskaniu.

11.1. Analiza wyników badań stopu PA6

Przebieg zmian umownej granicy plastyczności przy wtórnym ściskaniu mierzonej dla czterech wartości odkształceń trwałych ϵ_{of} przedstawiono na rys.38., na którym można zaobserwować, że przebieg zmian umownej granicy plastyczności zależy w ewidentny sposób od wartości odkształcenia trwałego, dla którego mierzona jest granica plastyczności. O ile dla wartości odkształcenia plastycznego wynoszącej 1 % (jest to wartość bardzo duża i rzadko stosowana przy wyznaczaniu umownej granicy plastyczności) można przyjąć, że granica plastyczności praktycznie nie zmienia się w czasie, to dla wartości 0.001 % zmiany te są drastyczne i wynoszą 70 % wartości początkowej w niespełna 2 godziny.

Aby prześledzić zmianę stanu anizotropii w czasie sporządzono wykresy przedstawiające zmianę wspomnianych już parametrów opisujących stan

anizotropii plastycznej jako funkcji czasu α_x , k opisanych zależnościami (15) oraz Δk zdefiniowanego jako

$$\Delta k = k - k_0, \quad (25)$$

gdzie k jest aktualną a k_0 początkową wartością parametru.

Pierwszy ze wspomnianych parametrów α_x reprezentujący translację środka powierzchni plastyczności będącą miarą naprężeń resztkowych występujących w materiale jest przedstawiony na rys.39 jako funkcja czasu. Podobnie jak w przypadku umownej granicy plastyczności przy ściskaniu zmiany tego parametru w czasie są tym większe im mniejszą wartość odkształcenia trwałego ϵ_{of} użyto przy wyznaczaniu granicy plastyczności. Drugą informacją, jaką można uzyskać z analizy tego wykresu jest zależność pomiędzy wartością odkształcenia plastycznego użytego do wyznaczenia umownej granicy plastyczności a wielkością translacji środka powierzchni plastyczności. Można powiedzieć, że im mniejszej używamy wartości odkształcenia ϵ_{of} tym większa jest translacja środka powierzchni plastyczności, a więc tym wyraźniejszy jest efekt wzmocnienia kinematycznego. Dla najmniejszej ze stosowanych wartości ϵ_{of} wartość parametru α_x wynosi początkowo 164 MPa a następnie zmniejsza się szybko o prawie 50 %. Dla wartości $\epsilon_{of} = 1\%$ zmienia się nieznacznie w okolicach 10 MPa. Tak jak w przypadku umownej granicy plastyczności przy ściskaniu różnice wartości α_x i jego zmiany w czasie są tak znaczne, że nie sposób ich nie uwzględniać w badaniach stanu anizotropii.

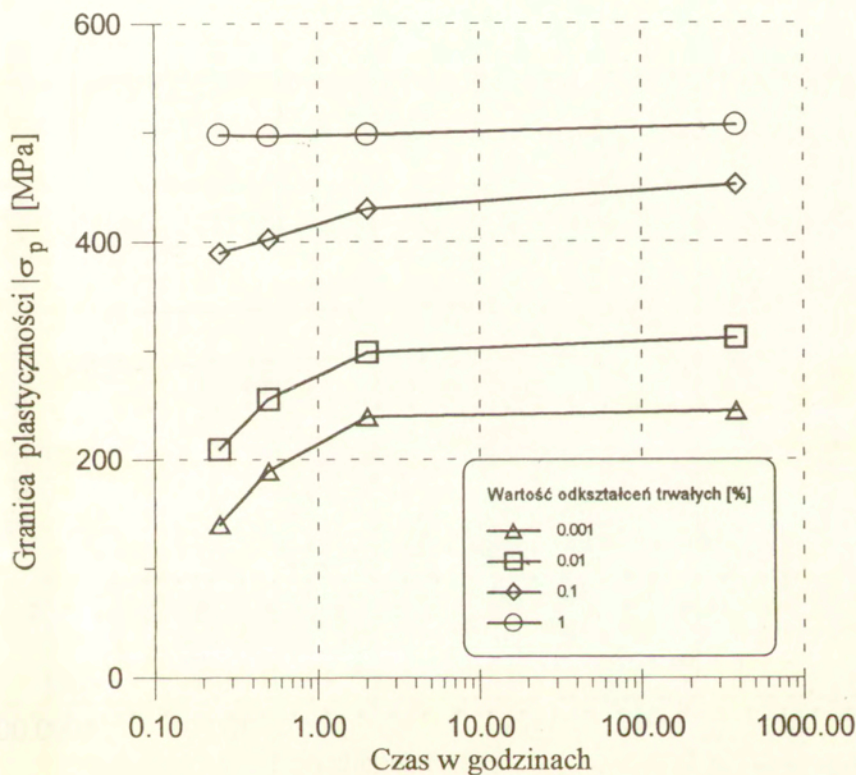
Następnym parametrem anizotropii pokazanym na rys.40 jest k . Wartość tego parametru jest proporcjonalna do aktualnej średnicy powierzchni plastyczności. Jak widać na rysunku średnica ta zmienia się w czasie najbardziej jeżeli umowną granicę plastyczności mierzymy przy małej wartości ϵ_{of} ale

największą, tylko w niewielkim stopniu zmieniającą się wartość osiąga, gdy zakładamy dużą wartość odkształceń plastycznych odpowiadającą granicy plastyczności.

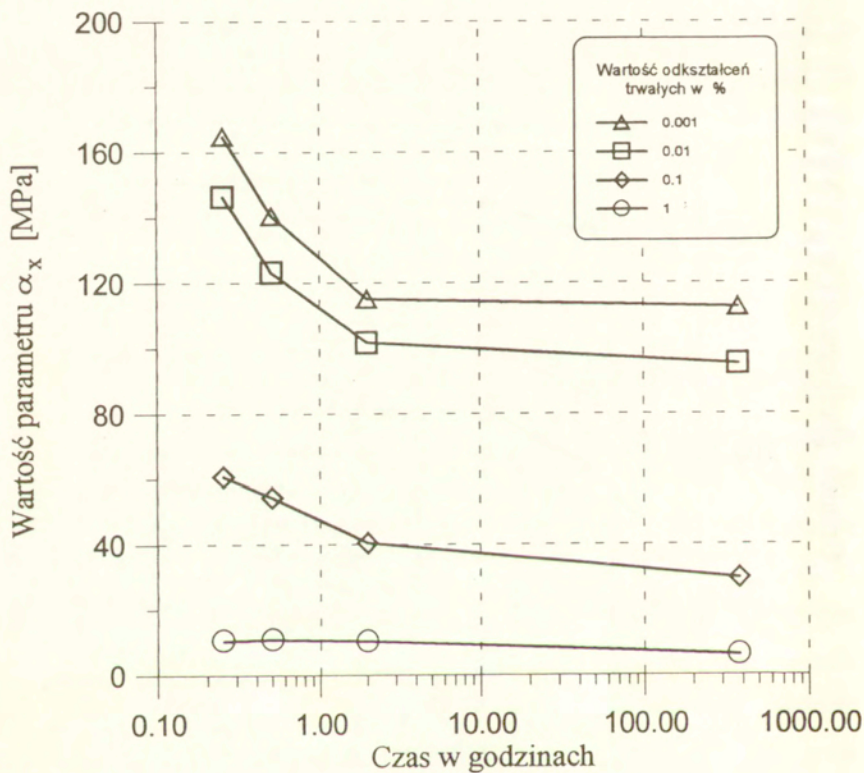
Ostatni z wymienionych parametrów opisujących stan anizotropii plastycznej Δk jest przedstawiony na rys.41 jako funkcja czasu. Wartość tego parametru informuje nas o przebiegu izotropowego wzmocnienia (dla wartości $\Delta k > 0$) lub izotropowego osłabienia materiału (dla $\Delta k < 0$) i jest proporcjonalna do zmiany średnicy powierzchni plastyczności. Można przyjąć, że jeżeli prawdziwa jest nierówność

$$\Delta k > \alpha_x, \quad (26)$$

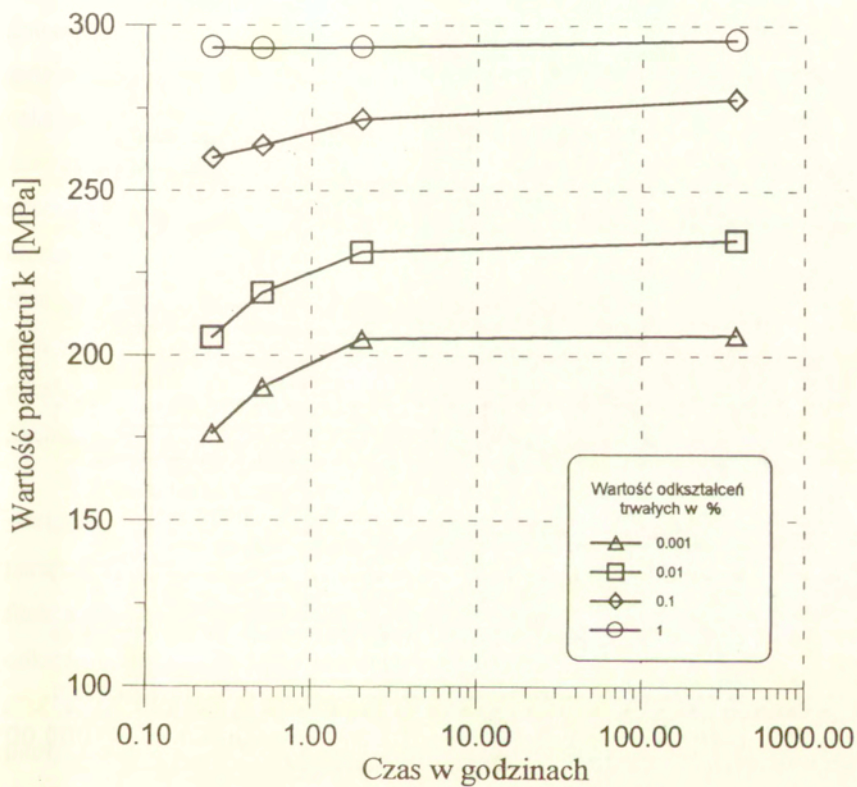
to mechanizm wzmocnienia izotropowego dominuje nad wzmocnieniem kinematycznym, a jeżeli jest ona nieprawdziwa to w trakcie deformacji dominuje wzmocnienie kinematyczne. Jest to oczywiście pewne uproszczenie ale jak już wspomniano w przypadku obliczeń numerycznych wykonywanych np. Metodą Elementów Skończonych trzeba dokonać wyboru pomiędzy tymi opcjami i dobrze by było gdyby ten wybór był oparty o wyniki testów. Warto w tym miejscu podkreślić, że w rzeczywistości zaobserwowane efekty starzenia materiału wpływają przede wszystkim na zakres przejściowy pomiędzy stanem sprężystym a zaawansowanym płynięciem plastycznym materiału (co przejawia się zmianą kształtu wykresu i długością prostoliniowego odcinka na krzywej $\sigma(\epsilon)$ odpowiadającego zakresowi sprężystemu). Przy dużych odkształceniach ($> 1\%$) obserwuje się pomijalnie małą zależność krzywej $\sigma(\epsilon)$ od czasu.



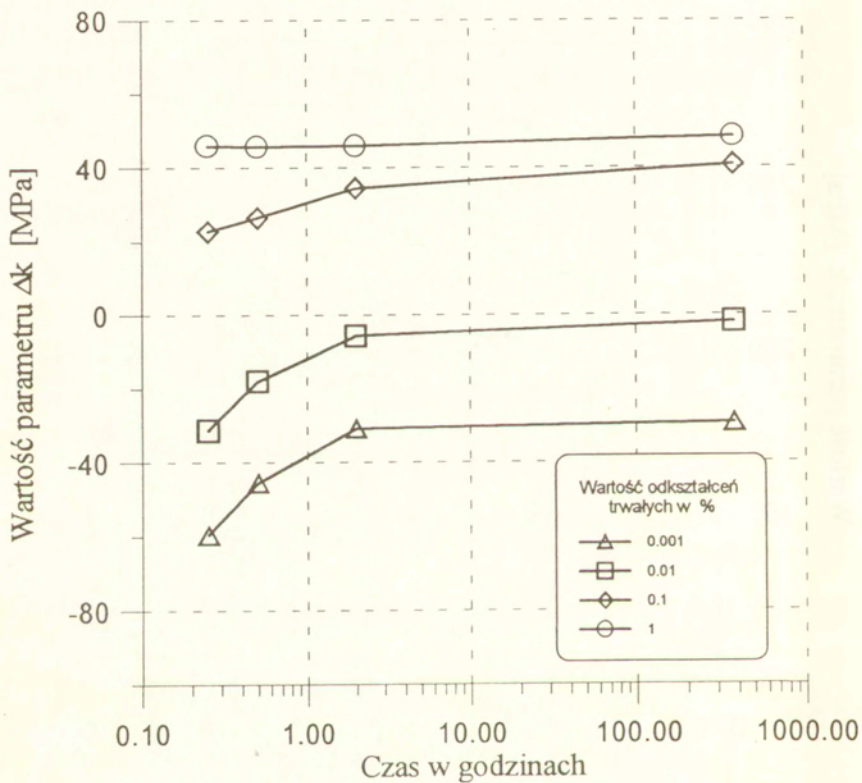
Rys.38 Zmiana granicy plastyczności przy ściskaniu jako funkcja czasu starzenia (PA6)



Rys.39 Translacja środka powierzchni plastyczności jako funkcja czasu starzenia (PA6)



Rys.40 Wartość parametru k jako funkcja czasu starzenia (PA6)



Rys. 41 Zmiana średnicy powierzchni plastyczności Δk jako funkcja czasu starzenia (PA6)

Już na podstawie zaprezentowanych wyników można powiedzieć, że nierówność (26) będzie prawdziwa lub nie w zależności od przyjętej wartości odkształceń plastycznych odpowiadających granicy plastyczności oraz w zależności od czasu. Na rys.41 możemy zaobserwować, że jeżeli mierzymy granicę plastyczności przy wartości odkształceń trwałych 0.001 lub 0.01 % to możemy wyciągnąć wniosek, że materiał osłabia się izotropowo, a wartość tego osłabienia maleje dość znacznie z czasem. Natomiast jeżeli wyznaczamy umowną granicę plastyczności dla odkształceń trwałych 0.1 lub 1 % to obserwujemy, że materiał wzmacnia się izotropowo, a wartość tego wzmocnienia nieznacznie rośnie w czasie. Pamiętając, że badamy cały czas wzmocnienie jednego materiału o tej samej historii deformacji musimy zauważyć, że opisując stan anizotropii plastycznej na podstawie wyników badań opracowanych przy pomocy definicji umownej granicy plastyczności możemy łatwo dojść do pochoptych wniosków na temat mechanizmu wzmocnienia materiału.

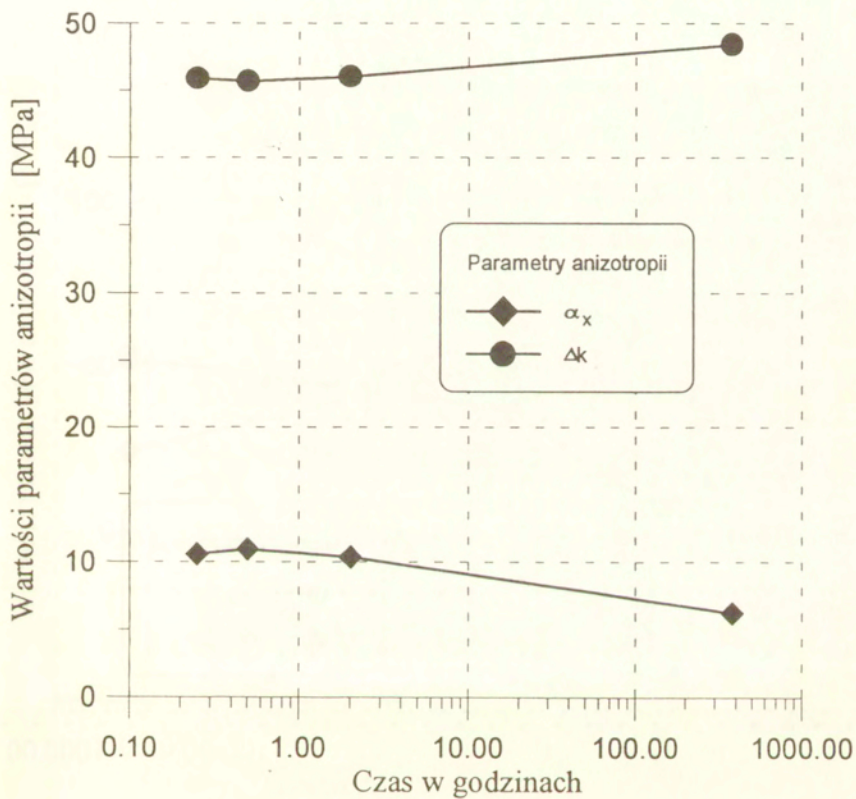
W celu zilustrowania tego zagadnienia sporządzono wykresy porównujące wartości parametru reprezentującego wzmocnienie kinematyczne α_x z parametrem reprezentującym wzmocnienie (lub osłabienie) izotropowe Δk jako funkcjami czasu. Sporządzono oddzielne wykresy dla czterech wartości odkształceń trwałych odpowiadających umownej granicy plastyczności.

Na rys.42 pokazano wymienione parametry wyznaczone dla granicy plastyczności odpowiadającej odkształceniom trwałym 1%. Jak łatwo zaobserwować, dla wymienionej wartości odkształceń trwałych wyznaczających granicę plastyczności można stwierdzić, że umocnienie materiału jest zdecydowanie izotropowe oraz że materiał nabiera w trakcie deformacji tylko w niewielkim stopniu cech anizotropowych, a nabyte cechy zmieniają się nieznacznie po usunięciu obciążenia. Kolejny rysunek (rys.43) przedstawia omawiane parametry dla granicy plastyczności wyznaczonej przy

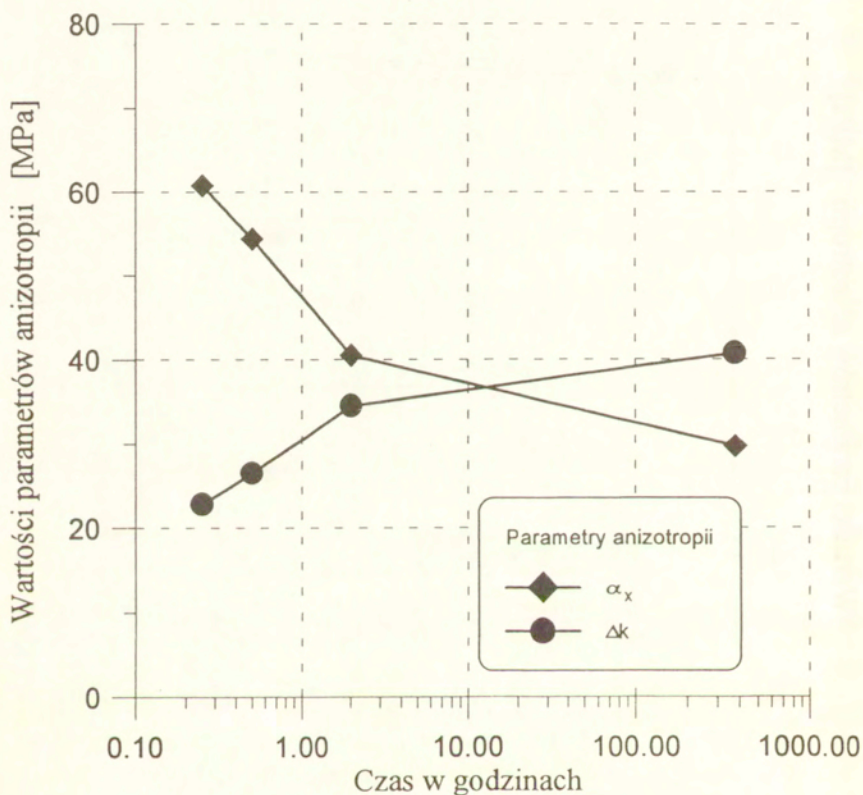
odkształceniach plastycznych 0.1%. Jak widać stwierdzenie jaki mechanizm umocnienia dominuje w trakcie deformacji jest tu uzależnione od tego, w jakim czasie po usunięciu obciążenia mierzymy ponownie granicę plastyczności. Jeżeli czas ten będzie krótszy niż około 10 godzin to zaobserwujemy, że materiał umacniał się raczej kinematycznie a jeżeli dłuższy, to zaobserwujemy dominację wzmocnienia izotropowego. Na kolejnym rysunku (rys.44) widzimy, że jeżeli będziemy mierzyć umowną granicę plastyczności przy odkształceniach trwałych 0.01% to zaobserwujemy dominację wzmocnienia kinematycznego przy niewielkim osłabieniu izotropowym materiału a oba parametry zmieniają się dość znacznie w czasie po usunięciu obciążenia powodującego wstępną deformację. Rys.45 jest podobny do poprzedniego, ale osłabienie izotropowe oraz wzmocnienie kinematyczne jest tu większe (większe też są zmiany w czasie badanych parametrów).

Porównanie rysunków 42 ÷ 45 nasuwa spostrzeżenie, że manipulowanie dwoma parametrami to znaczy czasem, który upłynął od usunięcia obciążenia powodującego deformację plastyczną oraz wartością odkształcenia trwałego, dla którego wyznaczana jest umowna granica plastyczności może prowadzić do uzyskania całkowicie różniących się jakościowo wyników badań. Przykładowo dla programu badań omówionego w tej pracy otrzymano dla różnych wartości wymienionych parametrów wyniki wskazujące na całkowicie odmienne mechanizmy wzmocnienia:

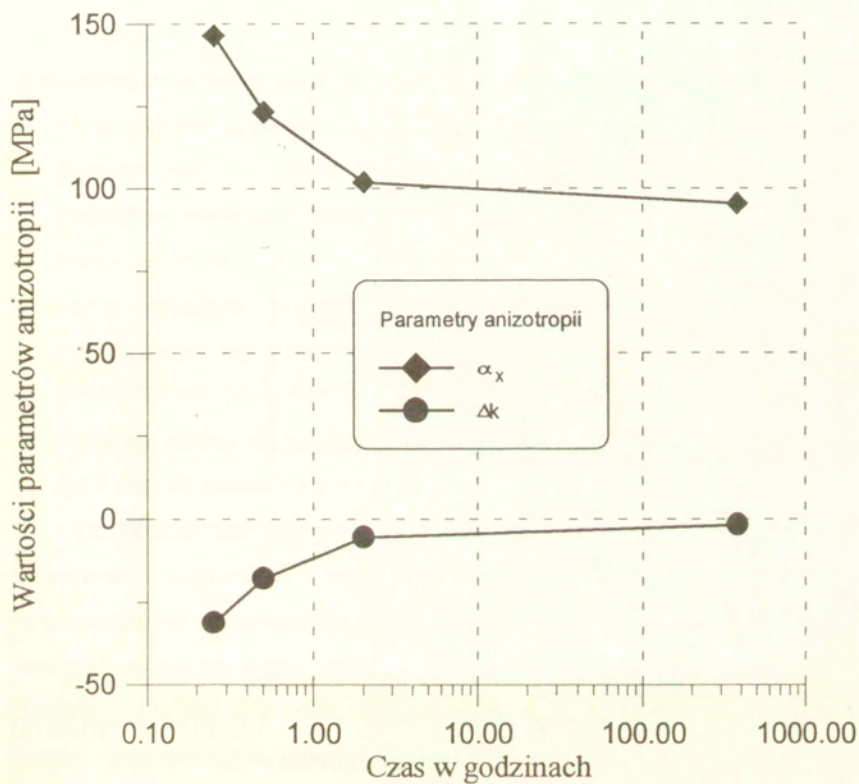
- wzmocnienie izotropowe z niewielkim udziałem wzmocnienia kinematycznego (rys.42),
- wzmocnienie izotropowo-kinematyczne z przewagą wzmocnienia izotropowego przez pierwsze 10 godzin a następnie z przewagą wzmocnienia kinematycznego (rys.43),
- wzmocnienie kinematyczne z udziałem osłabienia izotropowego (rys.44, 45).



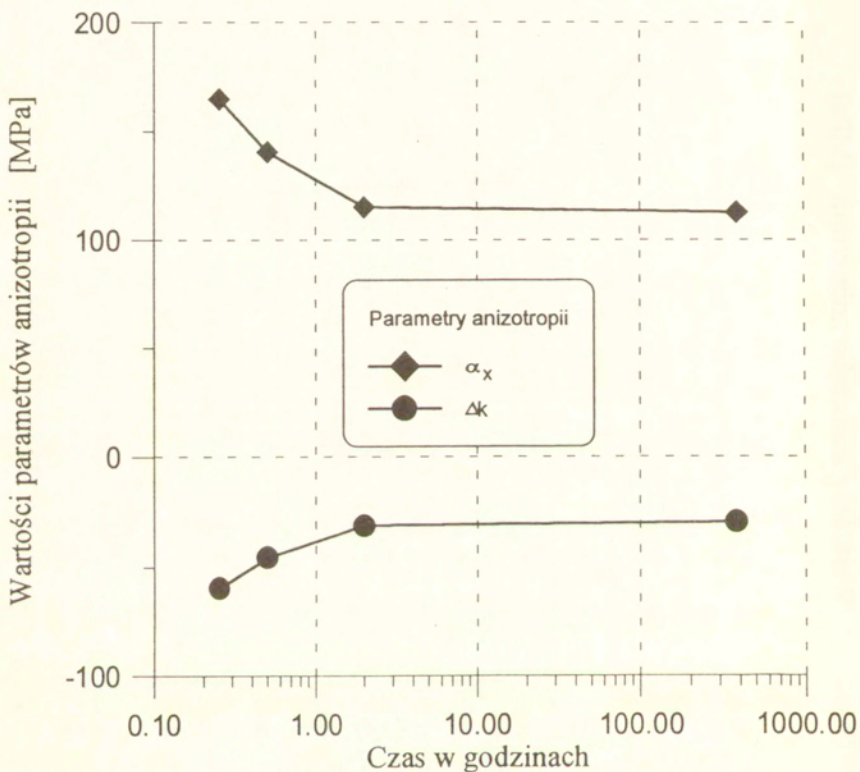
Rys.42 Parametry anizotropii obliczone dla odkształceń plastycznych 1 %
jako funkcja czasu starzenia



Rys.43 Parametry anizotropii obliczone dla odkształceń plastycznych 0.1% jako funkcja czasu starzenia



Rys. 44 Parametry anizotropii obliczone dla odkształceń plastycznych 0.01 % jako funkcja czasu starzenia

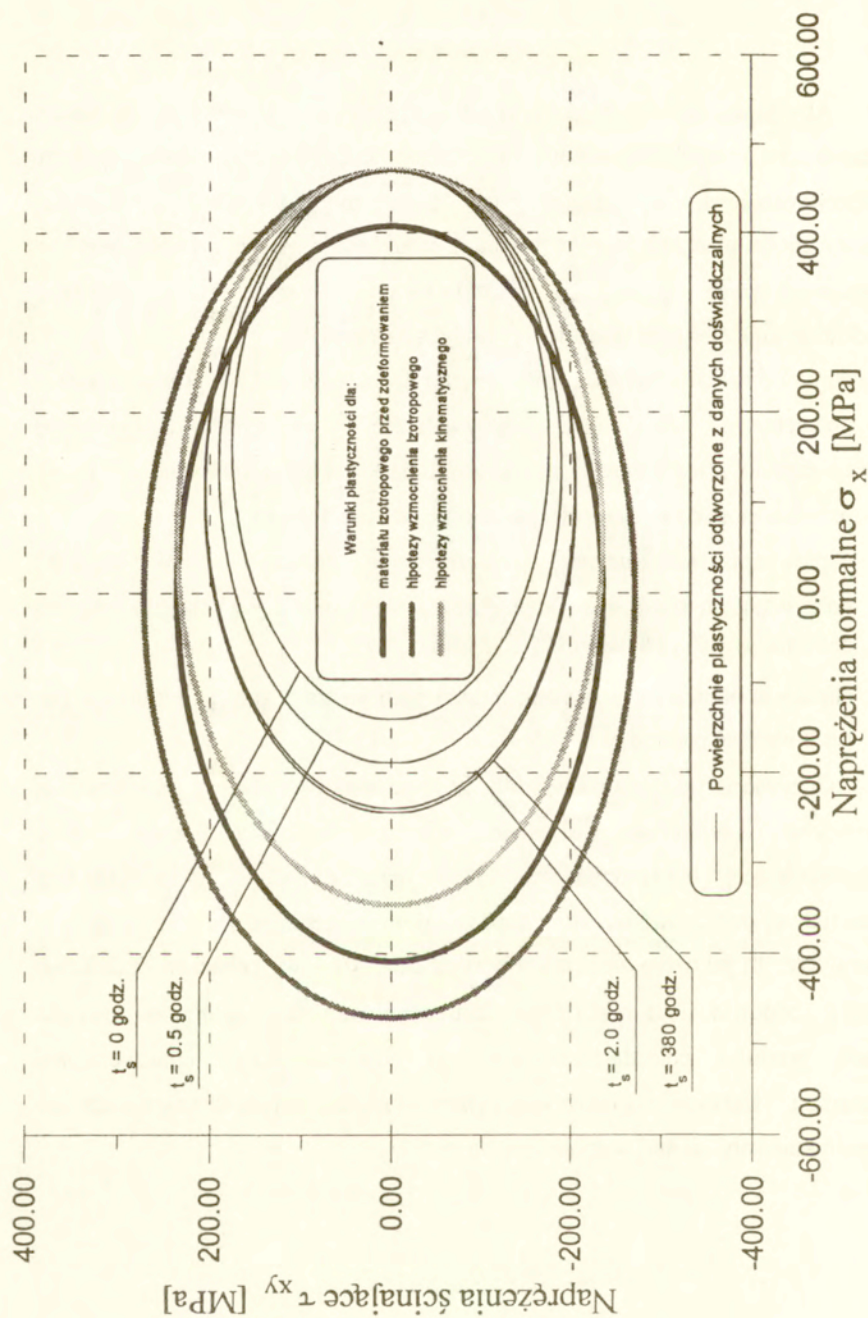


Rys.45 Parametry anizotropii obliczone dla odkształceń plastycznych 0.001 % jako funkcja czasu starzenia

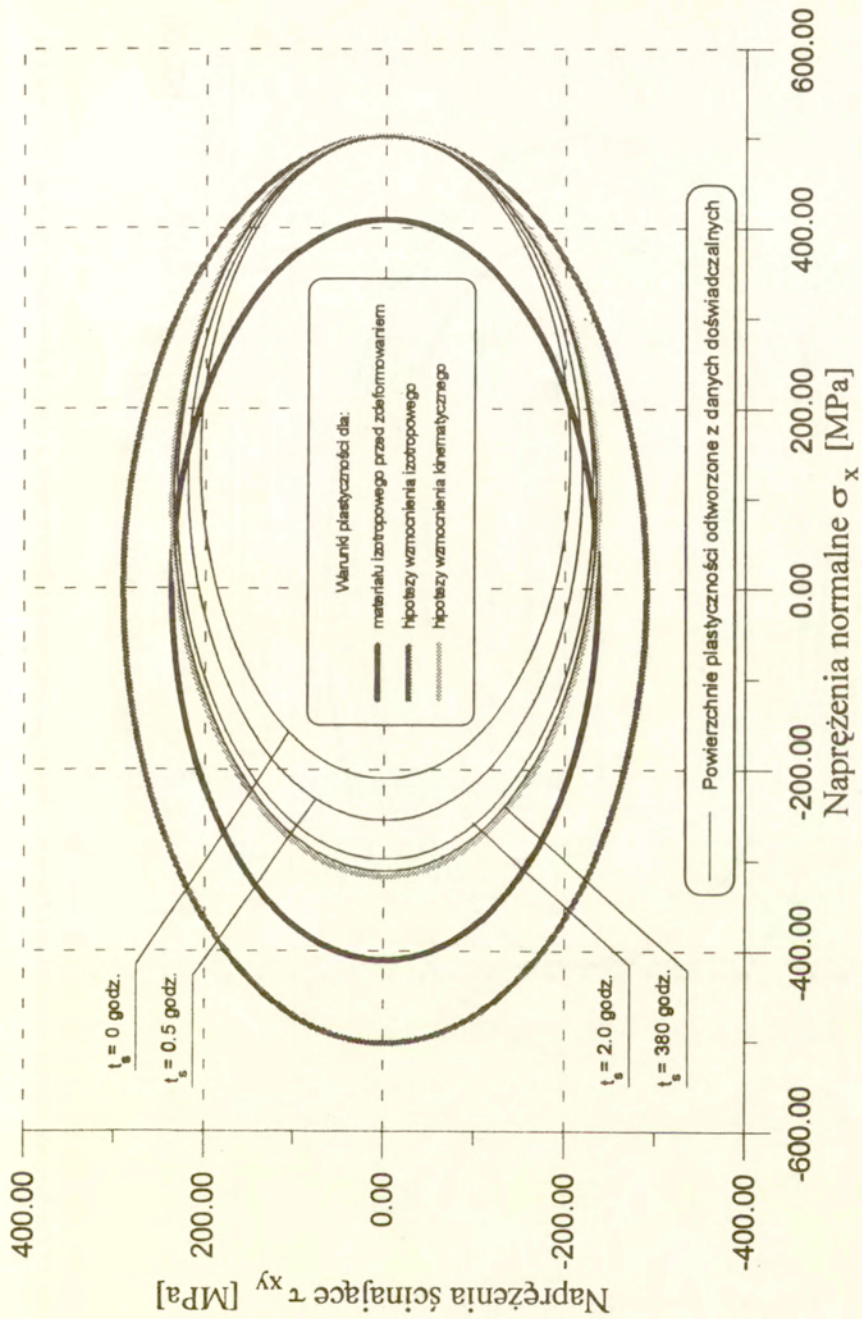
Aby lepiej wyobrazić sobie zmiany zachodzące w materiale w trakcie starzenia na kolejnych rysunkach 46 ÷ 49 przedstawiono interpretację wyników eksperymentalnych w postaci elips będących przekrojami powierzchni plastyczności płaszczyzną σ_x, τ_{xy} . Elipsy te zrekonstruowano z dwóch punktów odpowiadających granicy plastyczności przy rozciąganiu i ściskaniu. Rekonstrukcja ta opiera się na następujących założeniach:

- elipsy odpowiadające materiałowi zdeformowanemu zachowują podobieństwo geometryczne do elipsy odpowiadającej materiałowi izotropowemu opisanemu warunkiem plastyczności Hubera - Misesa (stosunek osi elipsy przedstawionych na rys.8 nie zmienia się tzn. $a/b = \text{const}$),
- elipsa opisująca materiał zdeformowany porusza się w kierunku pokrywającym się z kierunkiem ścieżki obciążenia wywołującego wstępną deformację (na rys.8 wartość parametru $\alpha_\tau = 0$),
- elipsa nie obraca się względem układu odniesienia w trakcie deformacji (na rys.8 wartość parametru $\phi = 0$).

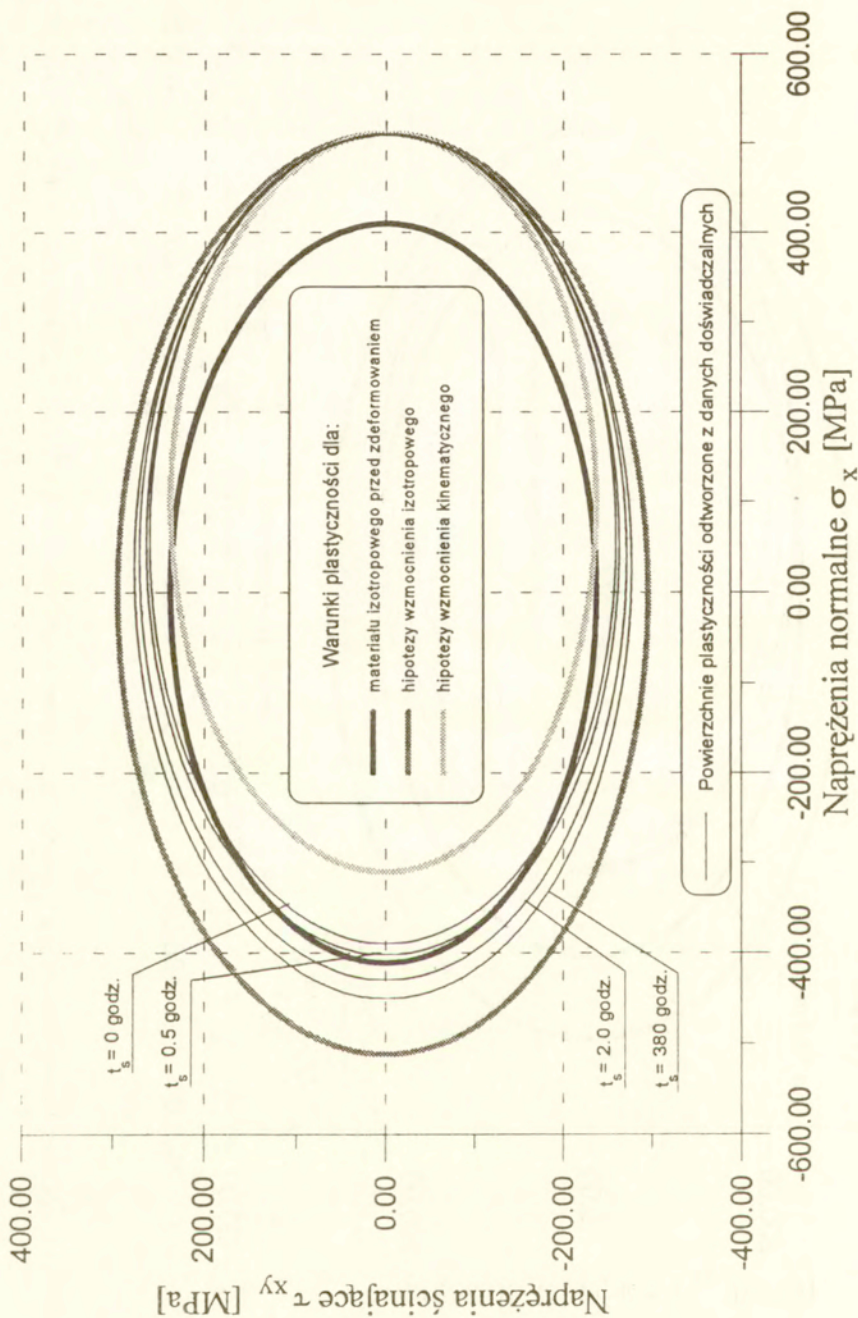
Oczywiście nie ma pewności, że wszystkie wymienione założenia są prawdziwe (najbardziej wątpliwe jest podobieństwo kształtu elipsy odpowiadającej materiałowi zdeformowanemu do elipsy odpowiadającej materiałowi izotropowemu, które zaprzeczałoby istnieniu efektu opisywanego w literaturze [8] jako cross-effect). Na rysunkach 46 ÷ 49 pokazano dodatkowo elipsę odpowiadającą materiałowi izotropowemu przed zdeformowaniem dla danej wartości odkształcenia trwałego odpowiadającego uplastycznieniu materiału. Narysowano także elipsy odpowiadające czysto izotropowemu lub czysto kinematycznemu wzmocnieniu materiału.



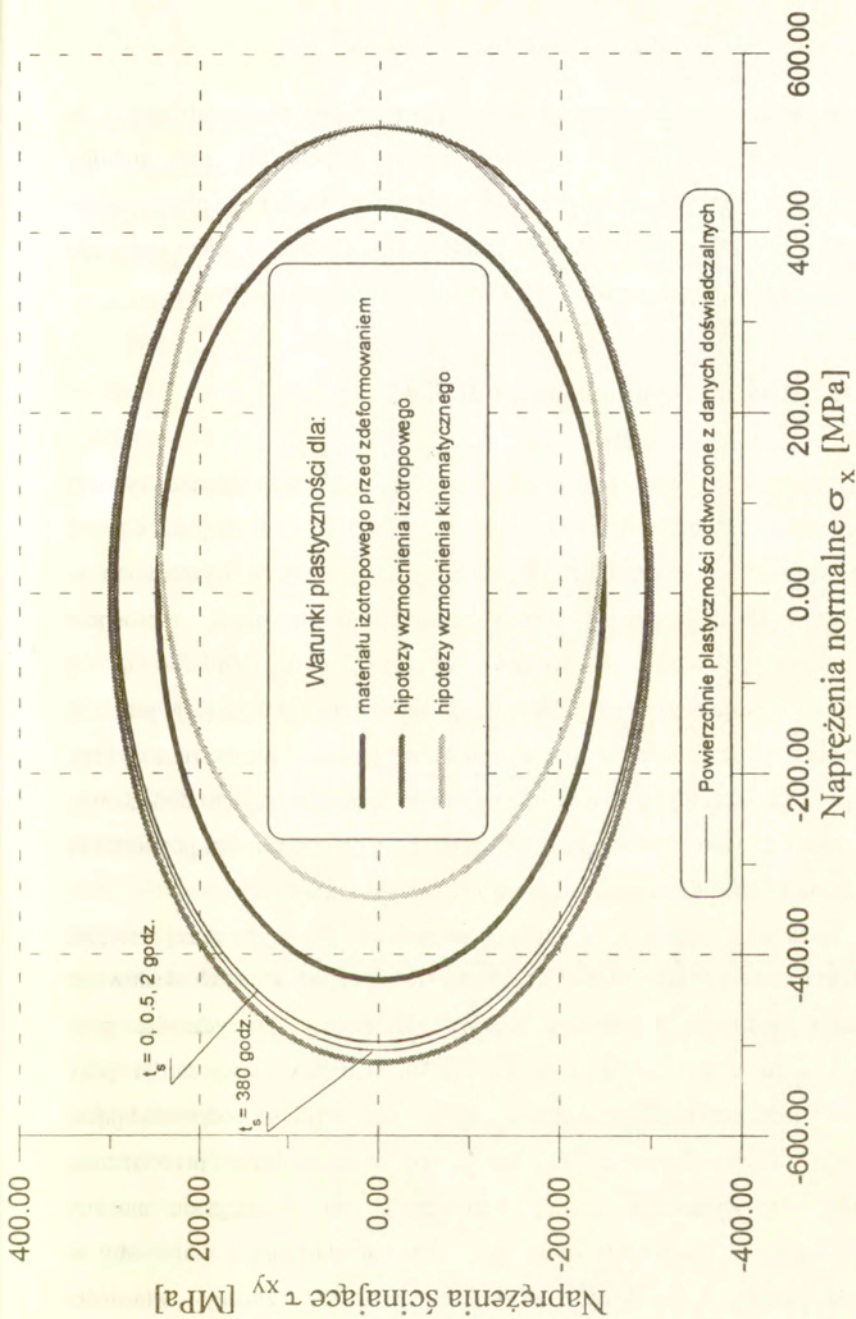
Rys. 46 Porównanie hipotez wzmocnienia z powierzchniami plastyczności odwzorzonymi z danych doświadczalnych dla $\epsilon_{of} = 0.001$ %



Rys. 47 Porównanie hipotez wzmocnienia z powierzchniami plastyczności odwzorowanymi z danych doświadczalnych dla $\epsilon_{of} = 0.01\%$



Rys. 48 Porównanie hipotez wzmocnienia z powierzchniami plastyczności odwzorowanymi z danych doświadczalnych dla $\epsilon_{of} = 0.1\%$



Rys. 49 Porównanie hipotez wzmocnienia z powierzchniami plastyczności odtworzonymi z danych doświadczalnych dla $\epsilon_{of} = 1\%$

Na rys.49 widać, że dla umownej granicy plastyczności odpowiadającej 1 % odkształcenia trwałego materiał osiąga prawie natychmiast stan stabilny odpowiadający wzmocnieniu izotropowemu. Natomiast dla granicy plastyczności odpowiadającej 0.01 % odkształcenia trwałego (rys.47) stan stabilny materiału osiągnięty po 380 godzinach odpowiada wzmocnieniu kinematycznemu.

11.2. Analiza wyników badań stali 45

W oparciu o dane pokazane na rys.32 i 33 sporządzono rysunki przedstawiające zmianę powierzchni plastyczności stali 45 zachodzącą w ciągu 2 godzin od usunięcia obciążenia. Naprężenie uplastyczniające wyznaczono w oparciu o definicję umownej granicy plastyczności przyjmując stosowane wcześniej wartości odkształceń trwałych $\epsilon_{of} = 1, 0.1, 0.01, 0.001 \%$. Oprócz założeń pozwalających na odtworzenie elipsy przedstawiającej przekrój powierzchni plastyczności z dwóch punktów (granica plastyczności przy rozciąganiu i ściskaniu) opisanych w poprzednim rozdziale przyjęto dodatkowo, że w czasie odciążania próbka może odkształcać się plastycznie tzn. powierzchnia plastyczności może nie obejmować środka układu współrzędnych.

Granica plastyczności przy ściskaniu wyznaczona dla najmniejszej wartości odkształceń trwałych $\epsilon_{of} = 0.001 \%$ okazała się w wypadku natychmiastowego obciążenia wtórnego dodatnia i większa od granicy plastyczności przy rozciąganiu (można prześledzić to na rys.30). Granica plastyczności przy ściskaniu jest bowiem wyznaczana na części wykresu odpowiadającej odciążaniu, które następuje natychmiast po maksymalnym przeciążeniu, natomiast aby wyznaczyć granicę plastyczności przy rozciąganiu musimy materiał odciążyć i ponownie obciążyć, co trwa wystarczająco długo, aby w materiale zaszły na skutek zdrowienia znaczące zmiany własności

mechanicznych dla rozpatrywanego kierunku obciążenia. Problem ten, polegający na niemożliwości wyznaczenia powierzchni plastyczności w momencie obciążania, próbowano rozwiązać [9] wprowadzając pojęcie powierzchni obciążania odpowiadającej powierzchni plastyczności materiału w momencie obciążania w zakresie plastycznym.

Podobnie jak dla stopu PA6 zmiana stanu anizotropii stali 45 jest wyraźnie widoczna zwłaszcza dla małych odkształceń ϵ_{or} wyznaczających granicę plastyczności. Szczególnie duże zmiany można zaobserwować na rys.50, gdzie powierzchnia plastyczności dla $t_s = 0$ godzin ma bardzo małe rozmiary. Możliwe jest, że dla

$$\epsilon_{or} \rightarrow 0 \text{ oraz } t_s \rightarrow 0, \quad (27)$$

powierzchnia plastyczności redukuje się do punktu i pokrywa się z powierzchnią obciążania. Takie zachowanie materiału odpowiadałoby opisanemu w pracy [17] modelowi czystej histerezy (pure histeresis), który zakłada, że materiał polikrystaliczny nie zachowuje się w trakcie obciążania początkowo sprężysto a potem sprężysto-plastycznie, ale początkowo quasi-sprężysto dążąc do stanu quasi-idealnie plastycznego. Oznacza to, że plastyczne płynięcie rozpoczyna się natychmiast po przyłożeniu obciążenia (w przypadku stali 45 jako początek obciążenia traktowany jest punkt A na rys.31), a wykres odciążania jest styczny w punkcie A do linii o kącie nachylenia odpowiadającym modułowi Younga. Zdolność materiału do odkształcania sprężystego jest odzyskiwana wraz z upływającym od momentu ostatniego przeciążenia czasem starzenia t_s . Jeżeli natomiast szybkość odciążania będzie większa od pewnej szybkości krytycznej, to krzywa naprężenie-odkształcenie będzie od początku nieliniowa, co oznacza że materiał nie posiada zakresu odkształceń sprężystych.

Na rys.49 widać, że dla umownej granicy plastyczności odpowiadającej 1 % odkształcenia trwałego materiał osiąga prawie natychmiast stan stabilny odpowiadający wzmocnieniu izotropowemu. Natomiast dla granicy plastyczności odpowiadającej 0.01 % odkształcenia trwałego (rys.47) stan stabilny materiału osiągnięty po 380 godzinach odpowiada wzmocnieniu kinematycznemu.

11.2. Analiza wyników badań stali 45

W oparciu o dane pokazane na rys.32 i 33 sporządzono rysunki przedstawiające zmianę powierzchni plastyczności stali 45 zachodzącą w ciągu 2 godzin od usunięcia obciążenia. Naprężenie uplastyczniające wyznaczono w oparciu o definicję umownej granicy plastyczności przyjmując stosowane wcześniej wartości odkształceń trwałych $\epsilon_{of} = 1, 0.1, 0.01, 0.001 \%$. Oprócz założeń pozwalających na odtworzenie elipsy przedstawiającej przekrój powierzchni plastyczności z dwóch punktów (granica plastyczności przy rozciąganiu i ściskaniu) opisanych w poprzednim rozdziale przyjęto dodatkowo, że w czasie odciążania próbka może odkształcać się plastycznie tzn. powierzchnia plastyczności może nie obejmować środka układu współrzędnych.

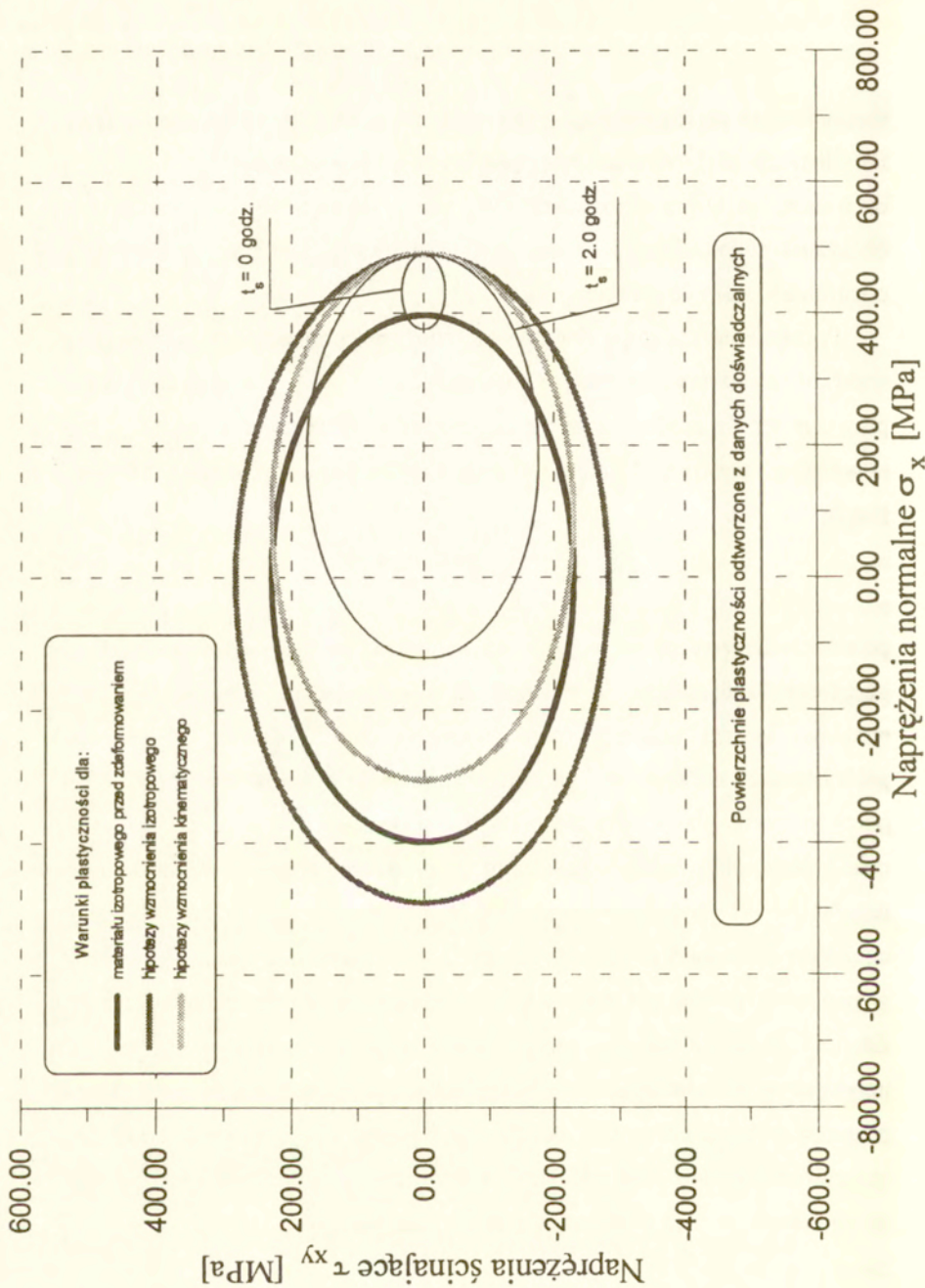
Granica plastyczności przy ściskaniu wyznaczona dla najmniejszej wartości odkształceń trwałych $\epsilon_{of} = 0.001 \%$ okazała się w wypadku natychmiastowego obciążenia wtórnego dodatnia i większa od granicy plastyczności przy rozciąganiu (można prześledzić to na rys.30). Granica plastyczności przy ściskaniu jest bowiem wyznaczana na części wykresu odpowiadającej odciążaniu, które następuje natychmiast po maksymalnym przeciążeniu, natomiast aby wyznaczyć granicę plastyczności przy rozciąganiu musimy materiał odciążyć i ponownie obciążyć, co trwa wystarczająco długo, aby w materiale zaszły na skutek zdrowienia znaczące zmiany własności

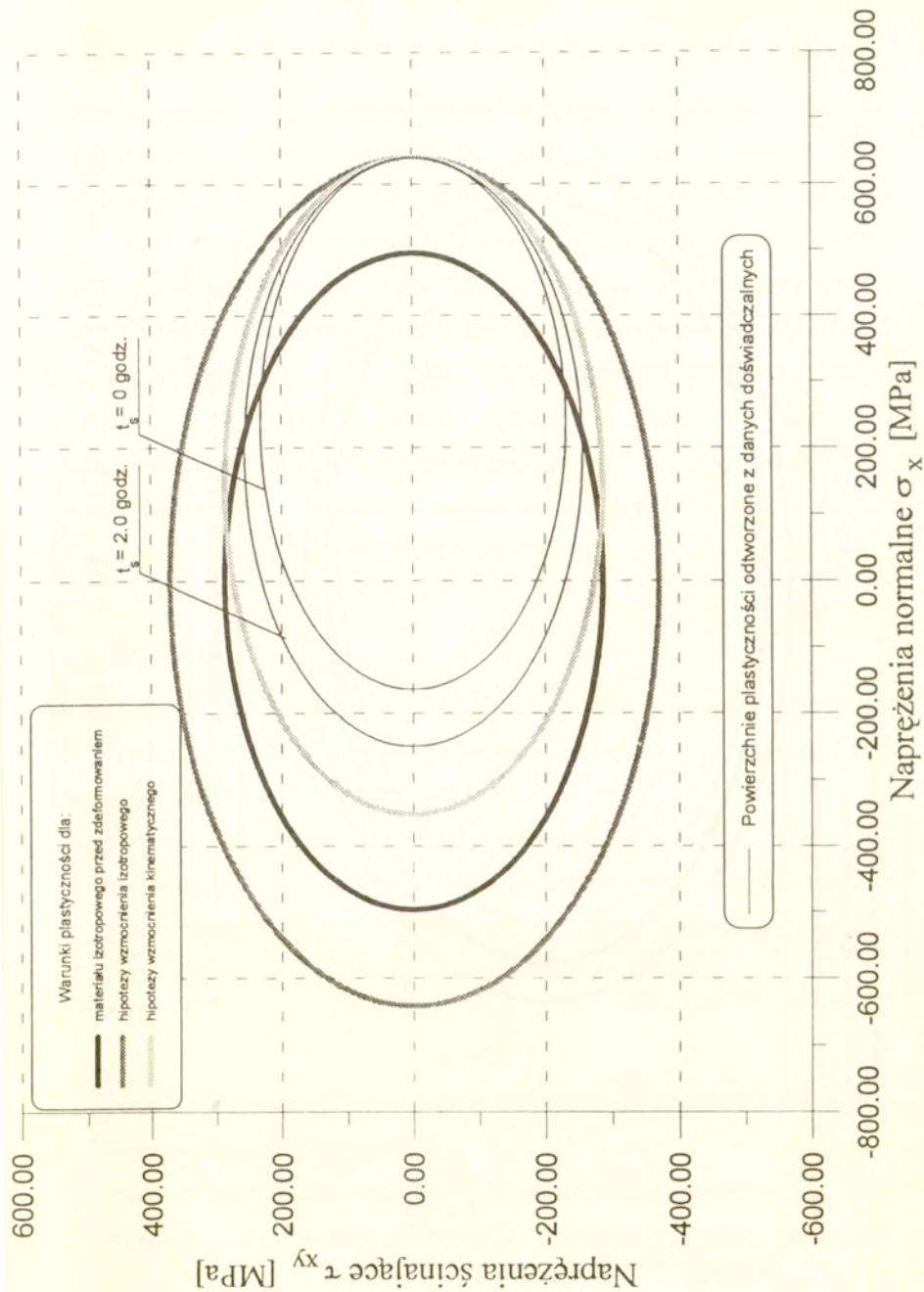
mechanicznych dla rozpatrywanego kierunku obciążenia. Problem ten, polegający na niemożności wyznaczenia powierzchni plastyczności w momencie obciążania, próbowano rozwiązać [9] wprowadzając pojęcie powierzchni obciążania odpowiadającej powierzchni plastyczności materiału w momencie obciążania w zakresie plastycznym.

Podobnie jak dla stopu PA6 zmiana stanu anizotropii stali 45 jest wyraźnie widoczna zwłaszcza dla małych odkształceń ϵ_{of} wyznaczających granicę plastyczności. Szczególnie duże zmiany można zaobserwować na rys.50, gdzie powierzchnia plastyczności dla $t_s = 0$ godzin ma bardzo małe rozmiary. Możliwe jest, że dla

$$\epsilon_{of} \rightarrow 0 \quad \text{oraz} \quad t_s \rightarrow 0 \quad , \quad (27)$$

powierzchnia plastyczności redukuje się do punktu i pokrywa się z powierzchnią obciążania. Takie zachowanie materiału odpowiadałoby opisanemu w pracy [17] modelowi czystej histerezy (pure histeresis), który zakłada, że materiał polikrystaliczny nie zachowuje się w trakcie obciążania początkowo sprężysto a potem sprężysto-plastycznie, ale początkowo quasi-sprężysto dążąc do stanu quasi-idealnie plastycznego. Oznacza to, że plastyczne płynięcie rozpoczyna się natychmiast po przyłożeniu obciążenia (w przypadku stali 45 jako początek obciążenia traktowany jest punkt A na rys.31), a wykres odciążania jest styczny w punkcie A do linii o kącie nachylenia odpowiadającym modułowi Younga. Zdolność materiału do odkształcania sprężystego jest odzyskiwana wraz z upływającym od momentu ostatniego przeciążenia czasem starzenia t_s . Jeżeli natomiast szybkość odciążania będzie większa od pewnej szybkości krytycznej, to krzywa naprężenie-odkształcenie będzie od początku nieliniowa, co oznacza że materiał nie posiada zakresu odkształceń sprężystych.





Rys. 51 Porównanie hipotez wzmocnienia z powierzchniami plastyczności odworzonymi z danych doświadczalnych dla $\epsilon_{of} = 0.1\%$

kierunku obciążenia powodującego deformację plastyczną . Zależność tą można wyrazić w następujący sposób

$$\sigma_i = f(\epsilon_i, t_i) \quad . \quad (29)$$

3. Stan anizotropii plastycznej wywołanej trwałą deformacją powstałą na przykład w trakcie procesu technologicznego zmienia się wraz z czasem wpływającym od usunięcia obciążenia powodującego tą deformację. Proces ten potrafi przebiegać bardzo szybko, na przykład naprężenia resztkowe określone wartością α_{ij} w kierunku przeciwnym do kierunku obciążenia wstępnego mogą się zmienić w ciągu 2 godzin o 50 %. Zjawisko to tłumaczy znany wytwórcom blach walcowanych fakt, że blachy te mają pewien okres przydatności do operacji głębokiego tłoczenia. Dla takiej blachy kierunkiem największej deformacji trwałej spowodowanej ściskaniem jest kierunek normalny do jej powierzchni, a za tym zmiany w czasie granicy plastyczności są największe dla rozciągania blachy w kierunku jej grubości (oczywiście próby rozciągania blachy w kierunku jej grubości są z przyczyn technicznych niemożliwe do realizacji, ale wartość tej granicy plastyczności można wyznaczyć w sposób opisany w pracy [31]). Z procesem tym wiąże się zmiana współczynnika anizotropii normalnej, który decyduje o przydatności blach do operacji głębokiego tłoczenia.
4. Opisywanie stanu anizotropii plastycznej przy pomocy warunku plastyczności nie daje pełnej informacji o plastycznym płynięciu materiału anizotropowego. Pomiar umownej granicy plastyczności daje tylko wyrzykową informację o procesie plastycznego płynięcia materiału i nie można na jego podstawie określić w sposób pełny cech anizotropowych materiału. Jeżeli jednak konieczne jest opisanie anizotropii w wymieniony sposób, to aby wyniki

badania prowadzonych przez różnych badaczy były porównywalne należy ustalić wartości omawianych w tej pracy parametrów tzn. wartości odkształceń trwałych, przy których mierzona jest umowna granica plastyczności oraz czasu jaki upłynął od usunięcia obciążenia powodującego deformację plastyczną. Bardziej korzystnym sposobem opisywania anizotropii plastycznej jest użycie do tego celu rodziny powierzchni plastyczności wyznaczonych dla różnych wartości odkształcenia ϵ_{or} . Wydaje się jednak, że poszukiwania najlepszego sposobu graficznego obrazowania stanu anizotropii plastycznej są nadal otwartym zagadnieniem a zastosowanie możliwości graficznych współczesnych komputerów jest bardzo obiecującym kierunkiem poszukiwań.

5. Zmiana parametrów mechanicznych materiału pod wpływem starzenia naturalnego jest procesem, którego intensywność zależy od kąta w przestrzeni naprężeń jaki tworzy kierunek wtórnego obciążenia z kierunkiem, w którym odbywało się obciążanie materiału powodujące jego trwałą deformację (dla obciążeń proporcjonalnych). Zrozumienie tego zjawiska może być cenne na przykład przy badaniu starzenia blach, gdzie wstępne obciążenie przykłada się w trakcie walcowania w kierunku normalnym do powierzchni blachy a skutki tej operacji bada się za pomocą próbek rozciąganych w kierunku prostopadłym do kierunku obciążenia wstępnego. Otrzymuje się w ten sposób informację wyrywkową, nie przedstawiającą w pełni procesów zachodzących w materiale.
6. Zmiany parametrów mechanicznych materiału wywołane wstępną deformacją plastyczną można traktować jako trwałe, gdy kierunek obciążeń występujących w trakcie eksploatacji pokrywa się z kierunkiem obciążenia, które wywołało trwałą deformację półwyrobu w procesie technologicznym. Fakt ten można wykorzystać wprowadzając dodatkową, wykańczającą

- operację technologiczną, w której kierunek obciążenia byłby zgodny z przewidywanymi obciążeniami eksploatacyjnymi.
7. Sprawą zasługującą na osobne potraktowanie jest szybkość z jaką procesy starzenia zachodzą dla niektórych materiałów (na przykład PA6) natychmiast po usunięciu obciążenia powodującego deformację trwałą. Jak wynika z przeprowadzonych badań zmiany współczynników anizotropii rzędu 50 % wartości początkowej odbywają się w czasie krótszym od 2 godzin. Oznacza to, że znaczące zmiany stanu anizotropii blachy duraluminiowej są kwestią minut. Jest to fakt bardzo znaczący z punktu widzenia techniki badawczej, bowiem zatrzymanie w trakcie badań maszyny wytrzymałościowej na 10 minut (na przykład w celu zmiany ekstensometru) może prowadzić do braku powtarzalności wyników badań.
 8. Opisana już kierunkowość procesu starzenia naturalnego oraz jego szybkość może mieć szczególne znaczenie podczas badań powierzchni plastyczności w złożonym stanie naprężeń. Najczęściej stosowane są dwie metody wyznaczania powierzchni plastyczności przy pomocy próbek rurkowych obciążanych siłą osiową i momentem skręcającym. Pierwsza z nich, metoda naprzemiennego nakłuwania powierzchni plastyczności prowadzi do wyników odmiennych od otrzymywanych przy zastosowaniu metody sekwencyjnej. Powodem tych różnic mogą być opisane w pracy zjawiska. Jeżeli jako obciążenie wstępne potraktować obciążenie poprzedzające bieżące nakłucie powierzchni plastyczności to przy naprzemiennej metodzie badania, gdzie obciążenia odbywają się natychmiast jedno po drugim w kierunku przeciwnym do siebie to opisane w tej pracy procesy starzenia mogą zachodzić z dużą szybkością i mieć znaczący wpływ na otrzymane wyniki.
 9. Uwzględnianie w symulacjach numerycznych nabywania przez materiał cech anizotropowych w trakcie deformacji plastycznej poprzez wybór pomiędzy

wzmocnieniem kinematycznym lub izotropowym nie jest dobrą metodą. W rzeczywistości oba te mechanizmy współistnieją ze sobą a ponadto relacja między nimi zależy od czasu, szybkości odkształcania i innych czynników.

10. Bardzo istotna z praktycznego punktu widzenia jest także zmiana stanu odkształceń po nieliniowym odciążeniu materiału. Istnienie tego zjawiska może być jednym z powodów pacyenia się półwyrobów wykonanych w operacjach obróbki plastycznej. Jest możliwe, że w pewnych przypadkach zmniejszenie szybkości odciążania materiału może spowodować zwiększenie stabilności wymiarowej półwyrobów wykonywanych technologią obróbki plastycznej na zimno.

Opisane w pracy zjawiska mogą tłumaczyć wiele rozbieżności pomiędzy wynikami badań nad anizotropią plastyczną prowadzonych przez różnych badaczy. Należy jednak pamiętać, że mogą one zachodzić w odmienny sposób dla innych materiałów niż stop aluminium PA6 lub stal 45 opisane w tej pracy. Uzyskane wyniki wskazują, że kształty krzywych odciążania i ponownego obciążania w przeciwnym kierunku są uwarunkowane prędkością procesu starzenia danego materiału i prędkością odkształcania. Proces starzenia nie ma natomiast wpływu na kształt krzywej obciążania w kierunku zgodnym z kierunkiem obciążeń powodujących deformację wstępną. Intensywność procesu starzenia zależy więc od kąta w przestrzeni naprężeń jaki kierunek obciążenia wtórnego tworzy z kierunkiem obciążeń powodujących deformację wstępną.

Spis literary

1. R. v. Mises, Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen, *Zeitschr. angew. Math. Mech.*, Band 8, Heft 3, pp. 161-185, 1928
2. R. Hill, The Mathematical Theory of Plasticity, *Oxford at the Clarendon Press*, 1956
3. J. Bauschinger, Über die Quercontraction und Dilatation bei der Langenausdehnung und Zusammendrücken prismatischer Körper, *Zivilingenieur*, Leipzig, 25, pp. 81-124, 1879
4. T. Ota, A. Shindo, H. Fukuoka, A Consideration on Anisotropic Yield Criterion, *Proc. 9th Jap. Nat. Congr. Appl. Mech.*, pp. 117-120, 1959
5. W. Szczepiński, On Deformation Induced Plastic Anisotropy of Sheet Metals, *Arch. Mech. Stos.*, 44, 1992
6. M. T. Huber, Właściwa praca odkształcenia jako miara wyężenia materiału, *Lwów, Czasopismo Techniczne*, pp. 663-698, 1904
7. W. Szczepiński, L. Dietrich, J. Mlaskowski, Plastic Properties of Metals, part one in: *Experimental Methods in Mechanics of Solids*, PWN - Elsevier, 1990
8. S. S. Hecker, 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
9. S. S. Hecker, Experimental Investigations of Corners in the Yield Surface, *Acta Mechanica*, 13, pp. 69 - 86, 1972
10. W. Szczepiński, On the Effect of Plastic Deformation on Yield Condition, *Arch. Mech. Stos.*, 15, pp. 275-296, 1963

11. J. Rogan, A. Shelton, Yield and Subsequent Flow Behaviour of Some Annealed Steels Under Combined Stress, *Journ. of Strain Analysis*, **4**, 2, pp. 127-137, 1969
12. J. Rogan, A. Shelton, Effect of Pre-Stress on the Yield and Flow of En 25 Steel, *Journ. of Strain Analysis*, **4**, 2, pp. 138 - 160, 1969
13. D. R. Jenkins, Kinematic - Hardening in Zinc - Alloy Tubes, *Journ. of Appl. Mech.*, pp. 849 - 858, December 1965
14. W. M. Mair, H. Ll. D. Pugh, Effect of Pre-Strain on Yield Surfaces in Cooper, *Journ. Mech. Eng. Sci.*, **6**, 2, pp. 150 - 165, 1964
15. B. H. Jones, Assessing Instability of Thin-Walled Tubes Under Biaxial Stresses in the Plastic Range, *Experimental mech.*, pp.10 - 17, Jan. 1968
16. A. Philips, Wei-yiang Lu, An Experimental Investigation of Yield Surfaces and Loading Surfaces of Pure Aluminum With Stress-Controlled and Strain-Controlled Paths of Loading, *Journ. of Eng. Mat. and Technology*, **106**, Oct. 1984
17. B. Wack, A. Tourabi, Some Remarks on Macroscopic Observations and Related Microscopic Phenomena of the Mechanical Behaviour of Metallic Materials, *Arch. Mech. Stos.*, **44**, pp. 621-662, 1992
18. H. S. Lamba, O. M. Sidebottom, Proportional Biaxial Cyclic Hardening of Annealed Oxygen-Free High-Conductivity Cooper, *Journal of Testing and Evaluation*, **6**, 4, pp. 260 - 267, 1978
19. P. W. Landgraf, JoDean Morrow, T. Endo, Determination of the Cyclic Stress-Strain Curve, *Journal of materials*, **4**, 1, pp. 176 - 188, 1969
20. Th. Lehmann, B. Raniecki, W. Trąpczyński, The Bauschinger Effect in Cyclic Plasticity, *Arch. Mech.*, **37**, 6, pp. 643-659, 1985
21. W. Trąpczyński, The Experimental Verification of the Unloading Technique for the Yield Surface Determination, *Arch. Mech.*, **44**, 2, pp. 171-190, 1992

22. J. Miastkowski, Mechaniczne Własności materiałów przy rozciąganiu i ściskaniu, *Prace IPPT*, 43/1976
23. Encyklopedia techniki: Metalurgia, *Wydawnictwo "Śląsk"*, 1985
24. E. O. Hall, Yield Point Phenomena in Metals and Alloys, *Macmillan*, 1970
25. A. H. Cottrell, Dislocations and Plastic Flow in Crystals, *Oxford at the Clarendon Press*, 1956
26. K. Wesołowski, Metaloznawstwo i obróbka cieplna, *WNT Warszawa*, 1974
27. H. Dybiec, Aging Yield Point Effect in Inconel 718, *Arch. of Met.*, 38, 4, 1993
28. H. Dybiec and M. C. Chaturvedi, Serrated Yielding in Inconel 718, *Arch. of Met.*, 36, 3, 1991
29. A. L. Titchner, G. J. Davies, Yield Phenomena in Polycrystalline Copper, *Phil. Mag.*, 11, p. 1225, 1965
30. P. Wycliffe, U. F. Kocks and J. D. Embury, On Dynamic and Static Strain Ageing in Substitutional and Interstitial Alloys, *Scripta Met.*, 14, p.1349, 1980
31. G. Socha, W. Szczepiński, On Experimental Determination of the Coefficients of Plastic Anisotropy in Sheet Metals, *Arch. Mech. Stos.*, 46, 1-2, pp. 177-190, 1994
32. G. Socha, Optimal Design of Specimens for Pure Shear Tests of Sheet Metals, *Engng. Trans.*, 42, 1-2, pp. 107-122, 1994
33. Z. Marciniak, J. Kołodziejki, Teoria procesów obróbki plastycznej: cz.2, tłoczenie blach, *Wydawnictwa Politechniki Warszawskiej*, 1983
34. A. Litewka, Plastic Flow of Anisotropic Aluminium Alloy Sheet Metals, *Bull. Polish Acad. Sci.*, 25, 6, 1977
35. F. Montheillet, J. J. Jonas and M. Benferrah, Development of Anisotropy During The Cold Rolling of Aluminium Sheet, *Int. J. Mech. Sci.*, 33, 3, pp. 197-209, 1991

36. J. Gronostajski, Effect of Changing of Anisotropy During Stamping of Sheet Steel on Forming Limit Diagram, *Arch. of Met.*, **35**, 3, 1990
37. M. Radwan, Badania anizotropii taśm stalowych walcowanych na zimno ze stali dogłębokiego tłoczenia, *Biuletyn WAT*, **14**, 1955
38. J. Woodthrope and R. Pearce, The Anomalous Behaviour of Aluminium Sheet Under Balanced Biaxial Tension, *Int. J. Mech. Sci.*, **12**, pp. 341-347, 1970
39. R. Hill, J. W. Hutchinson, Differential Hardening in Sheet Metal Under Biaxial Loading: A Theoretical Framework, *Journ. of Appl. Mech.*, **59**, 1992
40. R. M. W. Frederking, O. M. Sidebottom, An Experimental Evaluation of Plasticity Theories for Anisotropic Metals, *Journ. of Appl. Mech.*, March 1971
41. J. R. Ellis, D. N. Robinson, C. E. Pugh, Time Dependence in Biaxial Yield of Type 316 Stainless Steel at Room Temperature, *Transactions of the ASME*, **105**, October 1983
42. R. Hill, Theoretical Plasticity of Textured Aggregats, *Math. Proc. Camb. Phil. Soc.*, **85**, p. 179, 1979
43. H. Ziegler, A Modification of Prager's Hardening Rule, *Quart. Appl. Math.*, **17**, 1, 1959
44. Z. Mróz, On the Description of Anisotropic Workhardening, *J. Mech. Phys. Solids*, **15**, pp. 163-175, 1967
45. M. Gotoh, A Theory of Plastic Anisotropy Based on a Yield Function of Fourth Order, *Int. J. Mech. Sci.*, **19**, pp. 505-512, 1977
46. W. Olszak and W. Urbanowski, The Generalised Distortion Energy in the Theory of Anisotropic Bodies, *Bull. Acad. Polon. Sci.*, **5**, 1, 1957

47. W. Olszak and W. Urbanowski, The Flow Function and the Yield Condition for Non- Homogeneous Orthotropic Bodies, *Bull. Acad. Polon. Sci.*, **5**, *4*, 1957
48. W. Szczepiński and K. Turski, On the Lines of Influence of Plastic Deformation, *Arch. Mech. Stos.*, **21**, *1*, 1969
49. K. Turski, Badanie wpływu odkształcenia plastycznego na zachowanie się metalu przy różnych drogach wtórnego obciążenia, *Mech. Teor. i Stos.*, **9**, *1*, 1971
50. R. Bruce Thompson, Ultrasonic Characterization of Textue and Formability of Rolled Metal Sheets, *Materials Evaluations*, p. 1162, October 1993
51. P. R. Mould, T. E. Johnson, Rapid Assessment of Drawability of Cold-Rolled Low-Carbon Steel Sheets, *Sheet Metal Industries*, p. 328, 1973
52. A. Benallal, S. Calloch, C. Laborderie, D. Marquis, Hardening of Metals under Cyclic Nonproportional Loadings in Tension-Torsion and Triaxial Tension, *Proc. Int. Seminar on Multiaxial Plasticity*, pp. 836-842, 1992
53. Orlando J. A. Goncalves Filho, Creep-Rupture Behaviour of a Cruciform Specimen under Equal Triaxial Tension, *Int. J. Mech. Sci.*, **34**, *10*, pp. 769-788, 1992
54. L. Dietrich, Z. L. Kowalewski, Rozwój anizotropowych własności miedzi pod wpływem deformacji plastycznej przy pełzaniu i monotonicznym obciążaniu, *Prace IPPT*, 23/1994
55. L. Dietrich, R. Kiryk, K. Turski, Zmiany anizotropii stopu aluminium pod wpływem wyżarzania, *Prace IPPT*, 24/1994
56. Z. L. Kowalewski, M. Śliwowski, G. Socha, Wpływ różnokierunkowej deformacji cyklicznej na ewolucję powierzchni plastyczności stali 18G2A, *Prace IPPT*, 25/1994

57. L. Dietrich, R. Kiryk, G. Socha, M. Śliwowski, Identyfikacja plastycznej anizotropii stopu aluminium, *Prace IPPT*, 26/1994
58. L. Dietrich, Z. L. Kowalewski, M. Śliwowski, Zmiany parametrów anizotropii stopu aluminium pod wpływem deformacji cyklicznej, *Prace IPPT*, 27/1994
59. L. Dietrich, Z. L. Kowalewski, M. Śliwowski, G. Socha, Charakterystyka cyklicznych właściwości stopu aluminium na podstawie badań w złożonym stanie naprężenia, *Prace IPPT*, 29/1994
60. Z. L. Kowalewski, Zmiany parametrów wytrzymałościowych stali kotłowej 15HM pod wpływem wstępnej deformacji plastycznej przy stałych i monotonicznych obciążeniach, *Prace IPPT*, 30/1994
61. Z. L. Kowalewski, M. Śliwowski, G. Socha., Określanie cyklicznych właściwości stali 18G2A na podstawie krzywych szkieletowych dla płaskiego stanu naprężenia, *Prace IPPT*, 32/1994
62. L. Dietrich, Doświadczalne określanie anizotropii plastycznej metali, *Prace IPPT*, 33/1994
63. R. Szczebiot, Analiza wzmocnienia stopu aluminium odkształconego plastycznie w warunkach złożonego stanu naprężenia, *Prace IPPT*, 21/1991
64. L. Shi, D. O. Northwood, The Mechanical Behavior of an ANSI 310 Stainless Steel, *Acta Metall. Mater.*, 43, 2, pp. 453-460, 1995
65. J. Kubissa, O pewnej hipotezie wzmocnienia metali, *Inżynieria i Budownictwo*, nr 10-12, 1989
66. J. Kubissa, Wpływ wstępnych odkształceń trwałych na właściwości plastyczne stali, *Inżynieria i Budownictwo*, nr 4-5, 1990
67. J. Kubissa, Propozycja praktycznego kryterium zaawansowania zjawiska Bauschingera w stalach konstrukcyjnych, *Arch. Inż. Lądowej*, 37, 1, pp. 60-70, 1991

68. E. Hinton, D. R. J. Owen, An Introduction to Finite Element Computations, *Pineridge Press*, 1979
69. F. L. Lehman, Automated Data Acquisition and Load and Strain Measurement Resolution, *Journ. of Testing and Evaluation, JTEVA*, 21, 6, pp. 510-514, 1993
70. Badania podstawowych praw wzmocnienia metali, *Prace IPPT*, 45/71
71. R. Szczebiot, Analysis of the Strain Hardening Phenomena in an Aluminium Alloy Prestrained Plastically under Complex Stress States, [*in Polish*], *Engng. Trans.*, 26, 91-99, 1978
72. Blachy i taśmy stalowe dla przemysłu motoryzacyjnego, *PN-87/H-92143*
73. Pomiar anizotropii blach i taśm cienkich, *BN-80/0803-20*
74. Pomiar anizotropii płaskiej i granicznego współczynnika ciągnięcia blach i taśm, *BN-79/0803-19*
75. Próba starzenia stali po zgnioście na zimno, *PN-62/H-04373*
76. Próba udarnośći stali i żeliwa, *PN-69/H-04370*

Spis treści

1. Wstęp	4
2. Ewolucja własności mechanicznych metali	8
3. Cel pracy	13
4. Opis teoretyczny anizotropii plastycznej	15
5. Metody pomiaru anizotropii plastycznej	20
5.1. Badania stosowane w praktyce inżynierskiej	20
5.2. Badania naukowe	23
6. Parametry określające stan anizotropii	29
6.1. Przykłady stosowanych parametrów anizotropii	29
6.2. Praktyczne znaczenie parametrów anizotropii	31
7. Program badań	32
8. Stanowisko badawcze	37
8.1. Wyposażenie stanowiska badawczego	37
8.2. Dokładności pomiarowe	39
9. Próbkę i materiał	41
10. Wyniki badań	43
10.1. Badania stopu aluminium PA6	43
10.2. Badania stali 45	61
10.3. Starzenie dynamiczne przy obciążeniach cyklicznych	69
10.4. Deformacja materiału odciążonego	73
11. Analiza wyników badań	76
11.1. Analiza wyników badań stopu PA6	76
11.2. Analiza wyników badań stali 45	94
12. Wnioski	99
Spis literatury	104