

5.17.10. — obciążenia jedno-
i wieloosiowe

L. Dietrich, R. Kiryk, K. Turski

ZMIANY ANIZOTROPII STOPU ALUMINIUM
POD WPLYWEM WYŻARZANIA

24/1994

P. 269



WARSZAWA 1994

<http://rcin.org.pl>

Praca wpłynęła do Redakcji dnia 29 sierpnia 1994 r.



56625



Na prawach rękopisu

Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN
Nakład 100 egz. Ark. wyd. 2,0 Ark. druk. 2,5
Oddano do drukarni we wrześniu 1994 r.

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

Lech Dietrich
Romuald Kiryk
Karol Turski

Zakład Wytrzymałości Materiałów

Zmiany anizotropii stopu aluminium pod wpływem wyżarzania

Streszczenie

Wyżarzone w paru temperaturach próbki rurkowe z PA6 badano pod obciążeniem złożonym z siły osiowej i momentu skręcającego. Zauważono efekt nierównomierniej zmiany anizotropii plastycznej po wyżarzeniu w różnych temperaturach. Pokazano powierzchnie plastyczności i wykresy zmiany ich parametrów w funkcji temperatury wyżarzania. Powierzchnie plastyczności można opisać elipsą o proporcji osi zmieniającej się od 2 do 1.95 ze wzrostem temperatury wyżarzania.

Wstęp

Mechaniczne właściwości materiału konstrukcyjnego zależą od deformacji plastycznej jakiej poddany jest półfabrykat tego materiału w procesie wytwórczym oraz od obróbki cieplnej zastosowanej w dalszych fazach produkcji. Obróbka plastyczna prowadzi do ukierunkowania struktury krystalograficznej i utworzenia tekstury co daje w wyniku anizotropowe właściwości mechaniczne półwyrobu. Natomiast obróbka cieplna, a zwłaszcza wyżarzanie prowadzi, zależnie od warunków tej operacji, do odbudowy pierwotnej struktury krystalograficznej co daje w wyniku ujednorodnienie i zmniejszenie wartości parametrów wytrzymałościowych półwyrobu. W pracach dotyczących wpływu obróbki cieplnej powszechnie przyjętym sposobem oceny właściwości wytrzymałościowych jest próba jednoosiowego rozciągania, co najwyżej rozszerzona w przypadku blach na badanie w warunkach jednoosiowego rozciągania próbek wyciętych pod różnymi kątami w stosunku do kierunku walcowania. Tak też jest przedstawiana ocena wpływu wyżarzania w klasycznych monografiach z tej dziedziny [1, 2, 3]. Jedyne w nielicznych pracach

poświęconych badaniom właściwości mechanicznych różnych metali i ich stopów w warunkach złożonego stanu naprężenia przeprowadzanych na próbkach rurkowych poddanych różnym kombinacjom równocześnie działającej siły osiowej, momentu skręcającego lub ciśnienia wewnętrznego [4, 5, 6, 7] lub na płaskich próbkach wyciętych pod różnymi kątami z blachy [8, 9] zawarte są informacje o kształcie i położeniu powierzchni plastyczności próbek wyżarzonych i w stanie dostawy, bez dodatkowej obróbki cieplnej, z których można ocenić wpływ obróbki cieplnej na warunek plastyczności, a nie tylko na zmiany właściwości mechanicznych w jednym, wybranym kierunku. Niewiele jest też badań dotyczących wpływu obróbki cieplnej czy temperatury badań w ogóle na właściwości mechaniczne metali w złożonym stanie naprężenia [10, 11, 12, 13, 14, 15, 16]. Jednocześnie we wszystkich pracach doświadczalnych przeprowadzanych w warunkach złożonego stanu naprężenia podkreślany jest bardzo silny wpływ wstępnej deformacji plastycznej na właściwości wytrzymałościowe i ich wyraźne ułożenie zgodnie z kierunkiem tej wstępnej deformacji. Przy czym nawet bardzo małe odkształcenia trwale powodują bardzo wyraźne zmiany zarówno kształtu jak i wymiarów powierzchni plastyczności. Powstaje więc pytanie w jakim stopniu ulega zmianie anizotropia materiału ukształtowana obróbką plastyczną w procesie wytwórczym pod wpływem wyżarzania przeprowadzanego w różnych temperaturach. Dlatego celem pracy jest wyznaczenie zmian parametrów opisujących anizotropię zbadaną za pomocą próbek obciążanych w złożonym stanie naprężenia wywołanym przez siły osiowe i skręcanie, a nie tylko określenie zmian cech wytrzymałościowych w jednym, wybranym kierunku obciążania.

Stanowisko badawcze i sposób opracowania wyników badań

Badania doświadczalne przeprowadzono w złożonym, płaskim stanie naprężenia na cienkościennych próbkach rurkowych poddanych różnym kombinacjom siły osiowej i momentu skręcającego na maszynie wytrzymałościowej

Instron typ 1343 wyposażonej w niezależne siłowniki hydrauliczne sterowane przy pomocy systemu komputerowego umożliwiającego realizację obciążenia z zachowaniem zadanej prędkości poszczególnych składowych naprężenia bądź odkształcenia i z zachowaniem żądanej proporcji pomiędzy składowymi naprężenia. Stanowisko to opisano szczegółowo w pracy [17]. W pracy niniejszej stosowano również układ podwójnej rejestracji wyników pomiarów przy pomocy systemu komputerowej akwizycji maszyny *Instron* dla czterech zmiennych, dwóch składowych naprężeń σ_{zz} i $\tau_{z\theta}$ oraz dwóch odpowiadających składowych odkształceń ϵ_{zz} i $\epsilon_{z\theta}$, a także przy pomocy dodatkowego komputerowego systemu firmy *Peekel* do akwizycji danych pomiarowych, który umożliwiał dodatkowo pomiar odkształceń obwodowych $\epsilon_{\theta\theta}$. Zastosowano również identyczny, jak opisano w pracy [17] układ do pomiaru składowych odkształceń za pomocą dwóch rozet tensometrycznych typu RY83 i dwóch tensometrów typu LY13 firmy *Hottinger Baldwin Messtechnik* naklejonych w środkowej części długości pomiarowej próbki, które razem z odpowiadającymi tensometrami kompensacji zmian temperatury naklejonymi na dodatkowej tulei cienkościennej z tego samego materiału co próbka i przylegającej do jej części chwytowej tworzyły układ pełnego mostka do pomiaru składowej odkształceń postaciowych $\epsilon_{z\theta}$ oraz dwa półmostkowe układy z dwoma tensometrami czynnymi przyklejonymi po przeciwnych stronach próbki do pomiaru składowych odkształceń normalnych ϵ_{zz} i $\epsilon_{\theta\theta}$. Takie same jak to wyszczególniono w przytoczonej wyżej pracy [17] były też dokładności pomiarów poszczególnych wielkości.

Składowe naprężenia określano ze znanych wzorów w odniesieniu do początkowych wymiarów próbki. Naprężenie osiowe obliczano ze wzoru:

$$\sigma_{zz} = \frac{4 \cdot F}{\pi \cdot (D_o^2 - d_o^2)} \quad (1)$$

gdzie F - siła osiowa działająca na próbkę, D_o - początkowa średnica zewnętrzna próbki na jej długości pomiarowej, d_o - początkowa średnica wewnętrzna próbki na jej długości pomiarowej.

Naprężenie styczne odniesione do zewnętrznej średnicy próbki D_o wynosi:

$$\tau_{z\theta} = \frac{16 \cdot M_z \cdot D_o}{\pi \cdot (D_o^4 - d_o^4)} \quad (2)$$

Składowe odkształceń były bezpośrednio mierzone za pomocą układów tensometrycznych. W programie sterującym maszyną wytrzymałościową i w pierwszym przybliżeniu wyznaczania poszukiwanej powierzchni plastyczności badanego materiału efektywne naprężenie określano na podstawie warunku plastyczności Hubera-Misesa dla materiału izotropowego, a efektywne odkształcenie wyznaczano na podstawie odpowiadającego związku wynikającego z drugiego niezmiennika tensora odkształcenia. Wielkości te obliczano na podstawie znanych wzorów:

$$\sigma_e = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 3 \cdot \tau_{z\theta}^2} \quad (3)$$

$$\varepsilon_e = \sqrt{\varepsilon_{zz}^2 + \frac{3}{(1+\nu)^2} \cdot \varepsilon_{z\theta}^2} \quad (4)$$

przy obliczaniu efektywnych odkształceń przyjmowano, że składowa odkształceń obwodowych jest równa co do wartości bezwzględnej składowej odkształceń po grubości ścianki rurki i wynosi $\nu \cdot \varepsilon_{zz}$, gdzie ν oznacza współczynnik Poissona wyznaczany na podstawie pomiaru składowych odkształcenia ε_{zz} i $\varepsilon_{\theta\theta}$.

Przyjęte uproszczenie przy obliczeniu pierwszego przybliżenia efektywnych naprężeń i odkształceń według zależności (3) i (4) nie ma wpływu na wyniki pomiarów, bowiem w programie sterującym zależności te są jedynie wykorzystywane do zatrzymania procesu obciążania próbki, gdy efektywne odkształcenia plastyczne osiągną wcześniej określoną wartość. Natomiast w trakcie doświadczenia rejestruje się wartości poszczególnych składowych naprężenia i odkształcenia jako funkcje czasu a wielkości te mogą być dalej przetwarzane po zakończeniu doświadczenia w sposób opisany w pracy [18] umożliwiający wyznaczenie współczynników anizotropii

metodą iteracji jeśli wstępne wyniki wskazują, że badany materiał wykazuje cechy anizotropowe. Wyniki prezentowane w pracy ograniczono do pierwszego przybliżenia wartości współczynników anizotropii, co umożliwia oszacowanie typu anizotropii rozpatrywanego materiału i przeprowadzenie porównania z wynikami uzyskanymi wcześniej dla tego samego materiału badanego w stanie dostawy bez dodatkowej obróbki cieplnej [17].

Na podstawie zależności efektywnych naprężeń jako funkcji efektywnych odkształceń wyznaczano, dla danego kierunku obciążenia, wartości umownych granic plastyczności odpowiadających określonym wartościom efektywnych odkształceń plastycznych stosując taką samą procedurę jak w przytaczanej wcześniej pracy [17]. W taki sam sposób eliminowano też zaburzenie przebiegu zależności $\sigma_e - \varepsilon_e$ wynikające z nieliniowości geometrycznych rozwijających się pod wpływem obciążeń osiowych. Wpływ nieliniowości geometrycznej jest w tym przypadku znacznie mniejszy w porównaniu do próbek PA6 badanych w stanie dostawy, ze względu na znacznie mniejszą granicę plastyczności materiału wyżarzzonego w stosunku do materiału bez dodatkowej obróbki cieplnej.

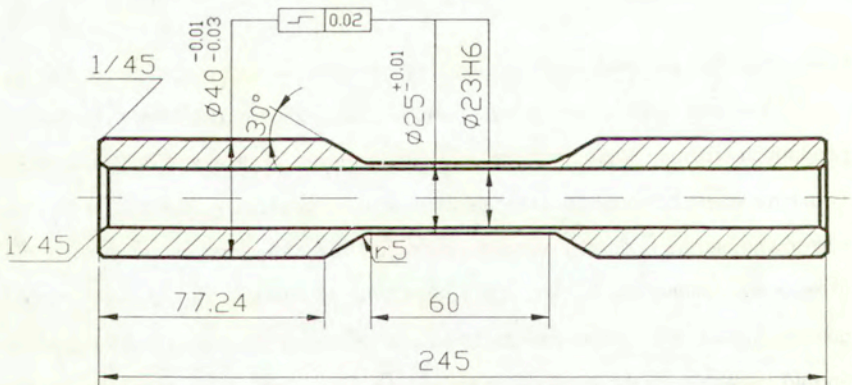
Opis programu badań

Badania doświadczalne wykonano na cienkościennych próbkach rurkowych poddanych różnym kombinacjom rozciągającej lub ściskającej siły osiowej i dwukierunkowego momentu skręcającego, w taki sposób aby kierunki obciążania były równomiernie rozłożone w całej przestrzeni rozpatrywanego stanu naprężenia, określonego składową osiową σ_{zz} i składową styczną $\tau_{z\theta}$. Próbki wytoczono z pełnego pręta o średnicy 45 mm ze stopu aluminium o symbolu PA6 (według polskiej normy) o następującym składzie chemicznym: {Cu - 3,8÷ 4,8%, Mg - 0,4÷ 1,1%, Mn - 0,4÷ 1%}. Kształt i wymiary próbki przedstawiono na rys. 1. Dwa stalowe korki dopasowane do otworów w próbce zabezpieczyły uchwyty przed zgnieciem w szczękach maszyny wytrzymałościowej.

Próbki wykonane według rys.1 były wyżarzane w trzech grupach, w których stosowano następujące warunki obróbki cieplnej:

- pierwsza grupa próbek wygrzewana była w temperaturze 300°C przez 6 godzin, a następnie próbki były studzone z piecem,
- druga grupa próbek wygrzewana była w temperaturze 270°C przez 6 godzin, a następnie próbki były studzone z piecem,
- trzecia grupa próbek wygrzewana była w temperaturze 170°C przez 6 godzin, a następnie próbki były studzone z piecem.

Warunki wyżarzania próbek pierwszej grupy leżą w zakresie wyżarzania rekrytalizującego dla badanego materiału [1], którego celem jest odtworzenie struktury rekrytalizacyjnej pozbawionej wpływu uprzedniej deformacji plastycznej procesu wytwórczego. Warunki wyżarzania przyjęte dla drugiej i trzeciej grupy próbek odpowiadają [1] odpowiednio wyżarzaniu zmiękczającemu i wyżarzaniu odprężającemu, których celem jest odpowiednio zmiana twardości i rozkładu naprężeń własnych powstałych w trakcie wcześniejszej obróbki plastycznej.



Rys.1. Konstrukcja próbki.

W pierwszej grupie było 22 próbek razem wyżarzanych w temperaturze 300°C. Próbki te wykorzystano do wyznaczenia powierzchni plastyczności materiału wyżarzonego, stanowiącej odniesienie do porównania wyników uzyskanych dla drugiej i trzeciej grupy próbek jak również wyników uzyskanych wcześniej dla serii 16 próbek badanych w stanie dostawy bez dodatkowej obróbki cieplnej. Z grupy tych próbek wydzielono serię 16 próbek, z których każda była obciążana w innym kierunku w czterech ćwiartkach przestrzeni naprężeń $\sigma_{zz}-\tau_{z\theta}$ do wartości efektywnych odkształceń plastycznych równych 0,1%, a następnie z krzywej efektywne naprężenia - efektywne odkształcenia plastyczne określano punkty doświadczalne rodziny powierzchni plastyczności odpowiadających różnym wartościom odkształceń plastycznych od $5 \cdot 10^{-5}$ do 10^{-3} . Wyznaczone w ten sposób na wielu próbkach punkty doświadczalne przekroju powierzchni plastyczności nie są obarczone wpływem historii deformacji, jak to występuje gdy jedna próbka jest kolejno obciążana w różnych kierunkach. W taki sam sposób wyznaczona była powierzchnia plastyczności, również na podstawie badań 16 próbek obciążanych w różnych kierunkach przestrzeni naprężeń dla dodatnich i ujemnych wartości składowych naprężeń dla materiału w stanie dostawy [17]. Uzyskany w ten sposób kształt i położenie powierzchni plastyczności odpowiada stanowi wynikającemu z zastosowanej obróbki cieplnej bądź obróbki plastycznej i może być wprawdzie obarczony rozrzutem właściwości mechanicznych pomiędzy próbkami, ale nie jest obarczony narastającym wpływem odkształceń plastycznych powstałych w trakcie obciążania na kolejnych kierunkach.

Cztery następne próbki pierwszej grupy wyżarzone razem z pierwszą serią 16 próbek stanowiły drugą serię próbek, z których każda była następnie obciążana kolejno wzdłuż 16 kierunków przestrzeni $\sigma_{zz}-\tau_{z\theta}$ przy ograniczeniu wartości odkształceń plastycznych jakich doznaje próbka na każdym z kierunków do wartości 0,005%. Taki sposób jest najczęściej stosowany w różnych pracach [4, 10, 11, 12] do wyznaczania powierzchni plastyczności. Sposób ten umożliwia wyznaczenie powierzchni plastyczności na podstawie sekwencyjnego obciążania wzdłuż różnych

kierunków tylko jednej próbki, przy czym dla zmniejszenia wpływu deformacji plastycznych jakich doznaje próbka minimalizuje się wartość odkształceń plastycznych i to czasami do bardzo małych wartości, na przykład do wartości $2 \cdot 10^{-6}$ [10, 11, 19]. Jednak nawet wówczas obciążanie dla każdego kierunku jest poprzedzone inną historią deformacji i w rzeczywistości punkt doświadczalny dla każdego kierunku dotyczy próbki w innym stanie wyjściowym. Uwzględniając wspomnianą wyżej zaletę tego sposobu wyznaczania powierzchni plastyczności w pracy podjęto próbę oceny jej przydatności i określenia zakresu jej stosowalności na podstawie porównania wyznaczonych powierzchni plastyczności na wielu próbkach i na jednej próbce obciążanej sekwencyjnie w różnych kierunkach. Kierunki obciążenia zmieniano przeciwnie do kierunków ruchu wskazówek zegara i dla każdej z tych czterech próbek drugiej serii badań przyjęto inny kierunek pierwszego obciążenia, którym był dla próbki pierwszej kierunek jednoosiowego rozciągania, dla próbki drugiej był to kierunek skręcania zgodny z ruchem wskazówek zegara, dla próbki trzeciej był to kierunek jednoosiowego ściskania, dla próbki czwartej był to kierunek skręcania odwrotnego w stosunku do kierunku pierwszego obciążenia próbki drugiej.

Dwie pozostałe próbki pierwszej grupy wyżarzane w tych samych warunkach co cała grupa pierwsza stanowiły trzecią serię próbek, z których każda była następnie obciążana wzdłuż 16 naprzemiennych kierunków przestrzeni $\sigma_{zz} - \tau_{z\theta}$ przy ograniczeniu wartości odkształceń plastycznych jakich doznaje próbka na każdym z kierunków do takiej samej wartości co próbki serii drugiej równej 0,005%. Użyty tu termin kierunku naprzemiennego oznacza, że jeśli na przykład poprzednim kierunkiem obciążenia próbki było jednoosiowe rozciąganie to następnym kierunkiem obciążenia będzie jednoosiowe ściskanie. Aktualny kierunek obciążenia próbki jest w tym sposobie przeciwny do kierunku poprzedniego w przestrzeni naprężenia. Jest to również sposób często stosowany w różnych pracach [20, 21, 22, 23] do wyznaczania powierzchni plastyczności. Sposób ten umożliwia wyznaczenie powierzchni plastyczności na podstawie obciążania tylko jednej próbki

wzdłuż różnych kierunków przeciwnych względem siebie, przy czym dla zmniejszenia wpływu deformacji plastycznych na kształt i położenie powierzchni plastyczności minimalizuje się również wartość odkształceń plastycznych jakich doznaje próbka na każdym z kierunków. Sposób obciążania dla tych dwóch próbek trzeciej serii różnił się kierunkiem pierwszego obciążenia, którym było jednoosiowe rozciąganie w przypadku próbki pierwszej i jednoosiowe ściskanie w przypadku próbki drugiej. Celem tych badań była ocena przydatności sposobu wyznaczania powierzchni plastyczności na jednej próbce przy jej wielokrotnym obciążaniu w leżących naprzemiennie kierunkach, który był również stosowany wielokrotnie w badaniach materiałowych w złożonym stanie naprężenia.

Dwie następne serie próbek różniły się od próbek trzech poprzednich serii temperaturą wyżarzania. Czwartą serię próbek stanowiły próbki wyżarzone w drugiej grupie w temperaturze 270°C , natomiast próbki piątej serii były wyżarzane w trzeciej grupie próbek w temperaturze 170°C . Próbkami obu tych serii wykorzystano do wyznaczenia powierzchni plastyczności przy sekwencyjnym obciążaniu z monotonicznie narastającą wartością kąta obciążenia. Podobnie jak w seriach drugiej i trzeciej próbki w danej serii czwartej lub piątej różniły się pierwszym kierunkiem obciążenia. W ten sposób z porównania wyników uzyskanych dla danej grupy próbek po takiej samej obróbce cieplnej, ale przy innym sposobie wyznaczania kolejnych punktów powierzchni plastyczności można ocenić wpływ historii deformacji zastosowanego sposobu obciążania, natomiast z porównania wyników uzyskanych w taki sam sposób, ale dla próbek poddanych różnej obróbce cieplnej można ocenić sam wpływ tej obróbki cieplnej na zmianę właściwości anizotropowych badanego stopu aluminium.

Aproksymacja danych doświadczalnych

Punkty doświadczalne dla danej definicji umownej granicy plastyczności aproksymowano równaniem odpowiadającym anizotropowemu warunkowi plastyczności R.v.Misesa [24] w postaci podanej przez W.Szczepińskiego [25] z

uwzględnieniem możliwości wystąpienia efektu Bauschingera i obrotu osi powierzchni plastyczności pod wpływem deformacji plastycznej w trakcie procesu wytwarzania. W przypadku płaskiego stanu naprężenia w układzie naprężeń osiowych i postaciowych wynikających ze skręcania próbki postać tego warunku plastyczności zastosowanego również w pracach [17, 18] sprowadza się do pełnego równania krzywej drugiego stopnia w następującej postaci:

$$A \cdot \sigma_{zz}^2 + 2 \cdot B \cdot \sigma_{zz} \cdot \tau_{z\theta} + C \cdot \tau_{z\theta}^2 + 2 \cdot D \cdot \sigma_{zz} + 2 \cdot E \cdot \tau_{z\theta} = 1 \quad (5)$$

gdzie współczynniki A i D są określone następującymi związkami jako funkcje bezwzględnych wartości granic plastyczności na rozciąganie Y_z i na ściskanie Z_z w kierunku osi z próbki:

$$A = \frac{1}{Y_z \cdot Z_z} ; \quad D = \frac{1}{Y_z} - \frac{1}{Z_z} \quad (6)$$

a współczynniki C i E są określone następującymi związkami jako funkcje bezwzględnych wartości granic plastyczności przy ścinaniu $R_{z\theta}$ wywołującym dodatnie naprężenia $\tau_{z\theta}$ oraz $S_{z\theta}$ wywołującym ujemne naprężenia $\tau_{z\theta}$:

$$C = \frac{1}{R_{z\theta} \cdot S_{z\theta}} ; \quad E = \frac{1}{R_{z\theta}} - \frac{1}{S_{z\theta}} \quad (7)$$

Współczynnik B , który jest proporcjonalny do obrotu przekroju powierzchni plastyczności względem układu współrzędnych $\sigma_{zz} - \tau_{z\theta}$ nie ma tak prostej interpretacji fizycznej jak pozostałe współczynniki i może być wyznaczony jedynie na podstawie doświadczeń w złożonym stanie naprężenia.

Wymiary geometryczne elipsy powyższego warunku plastyczności dla materiałów anizotropowych wyrażają się następującymi zależnościami jako funkcje współczynników krzywej drugiego stopnia:

- współrzędne środka elipsy:

$$\alpha_\sigma = \frac{B \cdot E - C \cdot D}{\delta} ; \quad \alpha_\tau = \frac{B \cdot D - A \cdot E}{\delta} \quad (8)$$

- kąt obrotu osi elipsy w stosunku do układu współrzędnych $\sigma_{zz} - \tau_{z\theta}$:

$$\phi = \frac{1}{2} \cdot \arctan\left(\frac{2 \cdot B}{A - C}\right) \quad (9)$$

- wielka i mała półoś elipsy:

$$a = \sqrt{-\frac{\Delta}{\alpha' \cdot \delta}} \quad ; \quad b = \sqrt{-\frac{\Delta}{\beta' \cdot \delta}} \quad (10)$$

gdzie oznaczono:

$$\Delta = A \cdot C + 2 \cdot B \cdot D \cdot E - C \cdot D^2 - A \cdot E^2 - B^2 \quad ; \quad \delta = A \cdot C - B^2 \quad (11)$$

oraz:

$$\alpha' = \frac{1}{2} \left(A - C + \sqrt{(A - C)^2 + 4B^2} \right) \quad ; \quad \beta' = \frac{1}{2} \left(A - C - \sqrt{(A - C)^2 + 4B^2} \right) \quad (12)$$

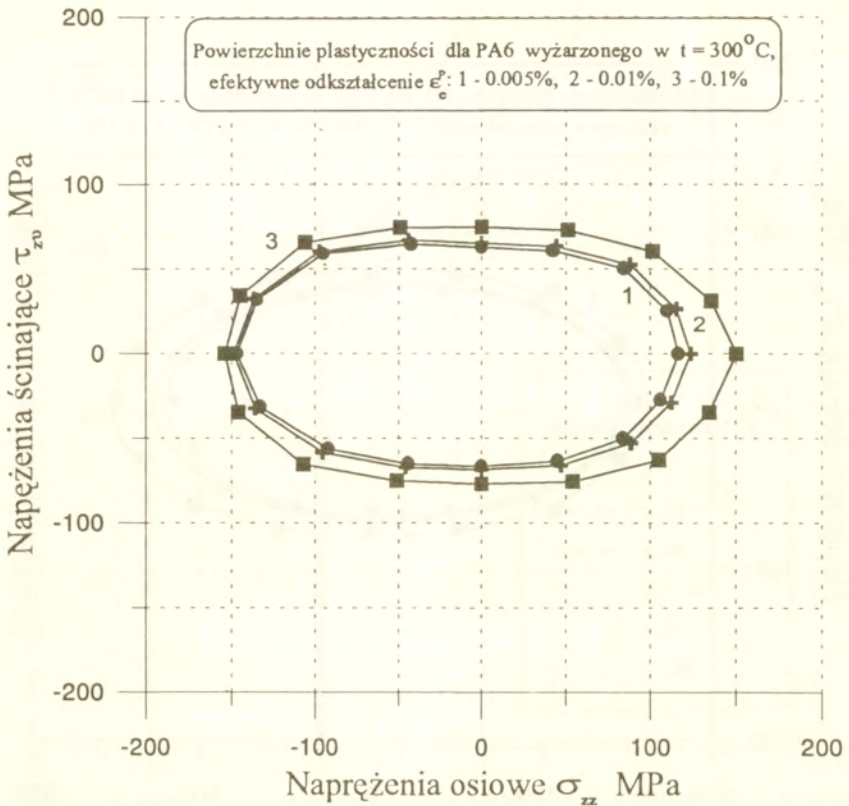
Współczynniki równania elipsy aproksymującej punkty doświadczalne obliczone są z warunku minimalizacji sumy kwadratów odległości punktów doświadczalnych od krzywej aproksymacji. W ten sposób kształt i położenie powierzchni plastyczności są wyznaczone z uśrednienia wyników dla wszystkich kierunków obciążania różnych próbek, jeśli badania prowadzono na wielu próbkach, albo jednej próbki, którą obciążano w różnych kierunkach przestrzeni naprężeń. Pozwala to na określenie liczbowych wartości współczynników elipsy w ogólnej postaci, a tym samym określenie anizotropowych cech badanego materiału.

Wyniki doświadczeń

Badania doświadczalne pierwszej serii 16 próbek wyżarzonych w temperaturze 300°C stanowią podstawowe dane porównawcze do oceny wpływu temperatury wyżarzania na zmiany cech anizotropowych stopu aluminium PA6. Wyznaczona na ich podstawie rodzina elips dla różnych definicji umownej granicy plastyczności obrazuje przekroje powierzchni plastyczności nie obarczone błędami

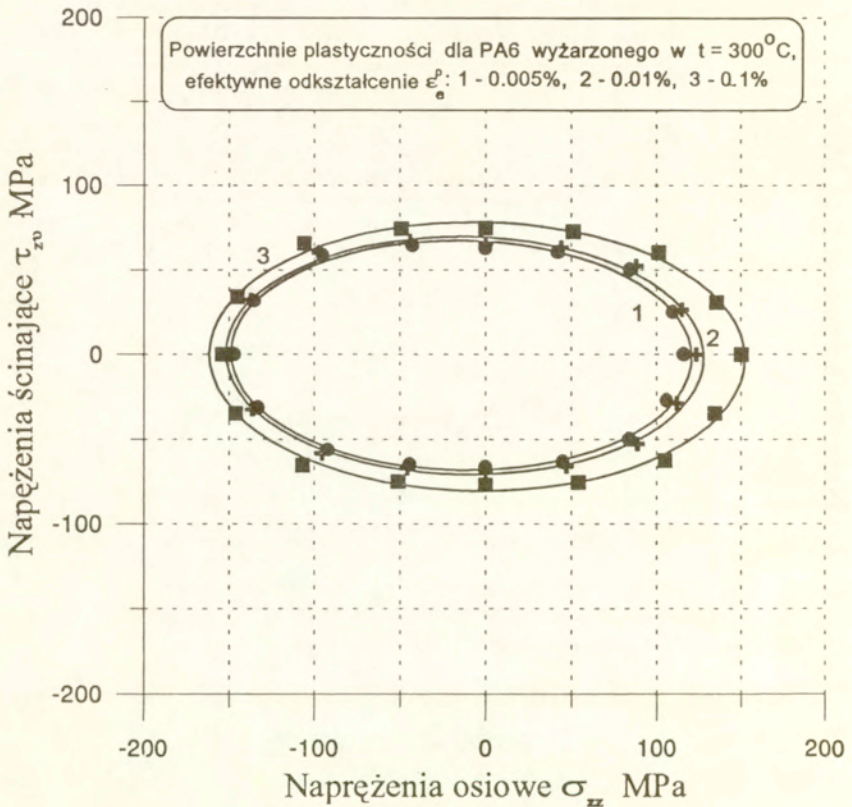
wynikającymi z historii deformacji plastycznej nabytej w trakcie procedury wyznaczania kolejnych punktów doświadczalnych bowiem dla każdego kierunku obciążania wykorzystano inną próbkę w tym samym stanie obróbki cieplnej i całej dotychczasowej obróbki plastycznej jakiej poddane były pręty z jednej dostawy, z których przygotowano próbki. Wyniki te porównano z obrazami przekrojów powierzchni plastyczności uzyskanymi wcześniej [17] w analogiczny sposób na 16 próbkach, które nie były poddane żadnej dodatkowej obróbce cieplnej.

Zestawienie surowych wyników doświadczalnych dla materiału wyżarzonego w temperaturze 300°C przedstawiono na rys.2, gdzie zaznaczono punkty doświadczalne odpowiadające trzem różnym definicjom umownej granicy plastyczności odpowiednio dla efektywnych odkształceń plastycznych równych $0,005\%$, $0,01\%$ i $0,1\%$. Punkty doświadczalne dla danej definicji granicy plastyczności połączono odcinkami linii prostych. Widoczna jest tu regularność położenia poszczególnych punktów doświadczalnych dla różnych kierunków obciążania, z których każdy odpowiadał innej próbce. Charakterystyczne są też znacznie mniejsze odległości pomiędzy punktami dla kolejnych definicji uplastycznienia dla kierunku odpowiadającego jednoosiowemu ścisnaniu w porównaniu do odpowiadających odległości dla kierunku jednoosiowego rozciągania próbki. Oznacza to, że wyżarzanie jakiemu poddano próbki nie likwiduje skutków odkształceń plastycznych przy naprężeniach ściskających jakim poddany był ten materiał w procesie wytwórczym. Krzywe efektywnych naprężeń - efektywnych odkształceń mają wyraźnie ostrzejsze przejście pomiędzy zakresem sprężystym i plastycznym w kierunku obciążenia zgodnego z kierunkiem obciążenia dominującym w procesie obróbki plastycznej. Podkreślić należy, że w przypadku materiału badanego w stanie dostawy bez wyżarzania wzajemne ułożenie odpowiadających powierzchni plastyczności było wyraźnie różne od pokazanego na rys. 2.



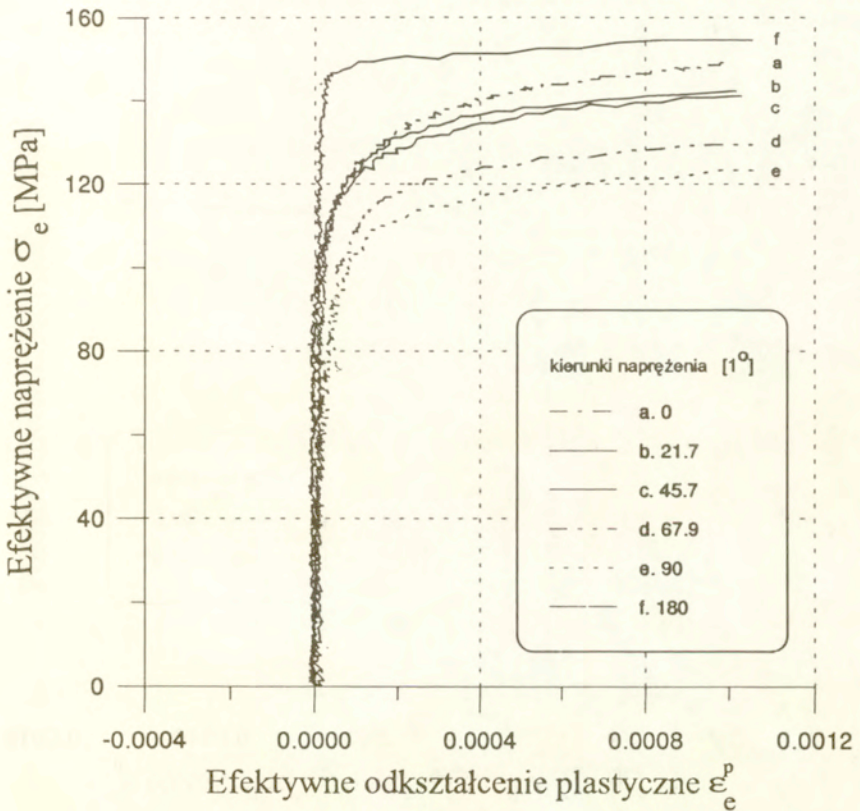
Rys.2. Zestawienie surowych wyników doświadczeń.

Powierzchnie nie wykazywały tendencji do zbiegania się dla kierunku jednoosiowego ściskania. Wzajemne położenie trzech powierzchni plastyczności jest jeszcze wyraźniej widoczne na rys.3, gdzie na tle punktów doświadczalnych przedstawiono również elipsy pierwszego przybliżenia aproksymacji przy pomocy równania (5) według opisaney wcześniej procedury. Regularność ułożenia punktów doświadczalnych jest bardzo dobra, a odchylenia poszczególnych punktów doświadczalnych od krzywej aproksymującej nie przekracza 5% w odniesieniu do granicy plastyczności przy jednoosiowym rozciąganiu.



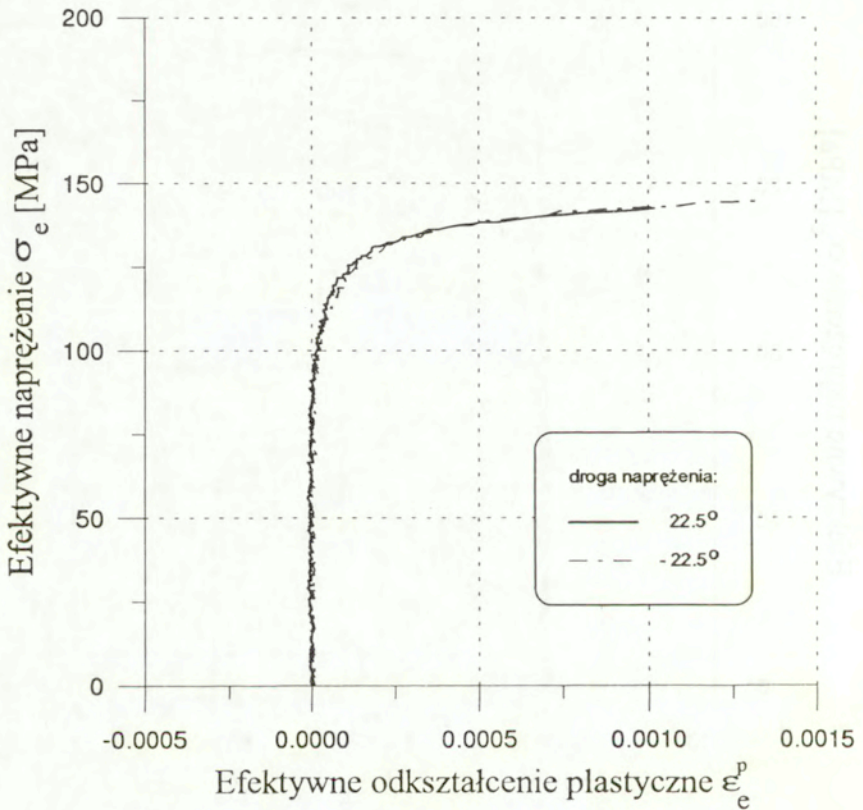
Rys.3. Elipsy opisujące punkty doświadczalne.

Widoczny na rys. 2 i 3 efekt zmiany krzywizny zastępczego wykresu naprężeń jako funkcji odkształceń przy przejściu od zakresu sprężystego zachowania się materiału do zakresu plastycznego zachowania się materiału uwidoczniono w jawnej postaci na rys.4 przedstawiającym wykresy efektywnych naprężeń jako funkcji efektywnych odkształceń plastycznych dla kilku różnych kierunków proporcjonalnego obciążenia w rozpatrywanej przestrzeni naprężeń. Kierunki te zaznaczono przy pomocy kątów jakie tworzy dany kierunek obciążenia z kierunkiem jednoosiowego rozciągania. Zwraca tu uwagę ostre zakrzywienie



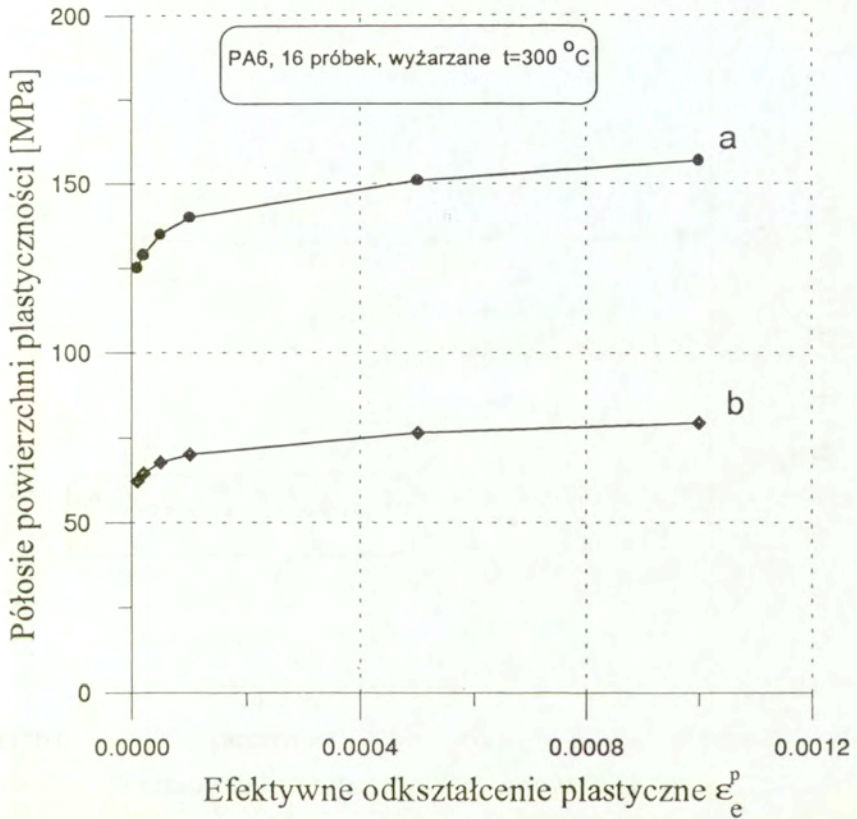
Rys.4. Wykresy efektywnych naprężeń w funkcji efektywnych odkształceń.

wykresu zarejestrowanego przy jednoosiowym ścisnieniu (linia f), znacznie łagodniejsze przejście od zakresu sprężystego do plastycznego przy jednoosiowym rozciąganiu (krzywa a) i najłagodniejsze zakrzywienie dla przypadku skręcania (krzywa e). Zestawienie krzywych z rys.4 wskazuje również na wyraźną anizotropię badanego materiału przejawiającą się tu zależnością wykresu efektywnych naprężeń jako funkcji efektywnych odkształceń plastycznych od kierunku obciążania w stosunku do osi próbki pokrywającej się z kierunkiem naprężeń σ_{zz} .



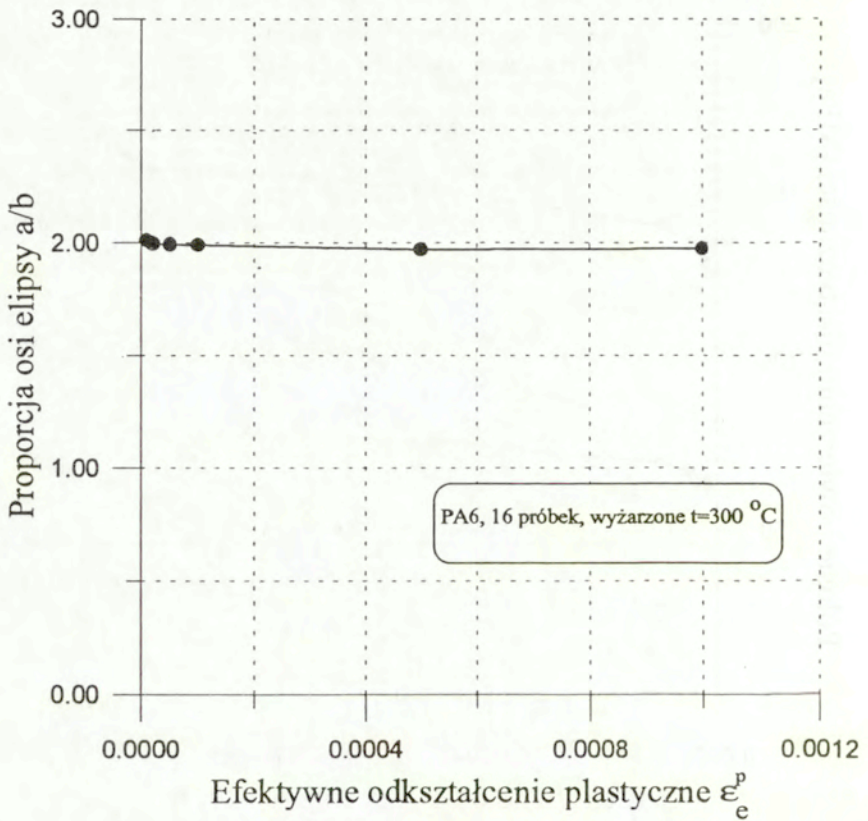
Rys.5. Porównanie krzywych wzmocnienia dla dwu symetrycznych dróg obciążania.

Przy czym kierunki położone symetrycznie względem osi naprężeń σ_z mają takie same przebiegi wykresów efektywnych naprężeń jako funkcji efektywnych odkształceń plastycznych jak to przedstawiono przykładowo na rys.5, albo też przebiegi te różnią się w niewielkim stopniu, co może być spowodowane rozrzutami pomiarów dla różnych próbek stosowanych w tej części badań.



Rys.6. Ewolucja półośi elipsy plastyczności w funkcji odkształcenia plastycznego.

Charakter anizotropowych cech w zależności od przyjętej wartości efektywnych odkształceń plastycznych definiujących umowną granicę plastyczności zobrazowano na kilku następujących rysunkach przedstawiających wartości poszczególnych parametrów anizotropii opisanej równaniem aproksymującym (5). Na rys.6 przedstawiono zmiany obu półośi elipsy aproksymującej położenie punktów doświadczalnych dla pierwszej serii próbek, w której obciążano w różnych kierunkach w przestrzeni naprężeń 16 próbek wyżarzonych w temperaturze 300° C.

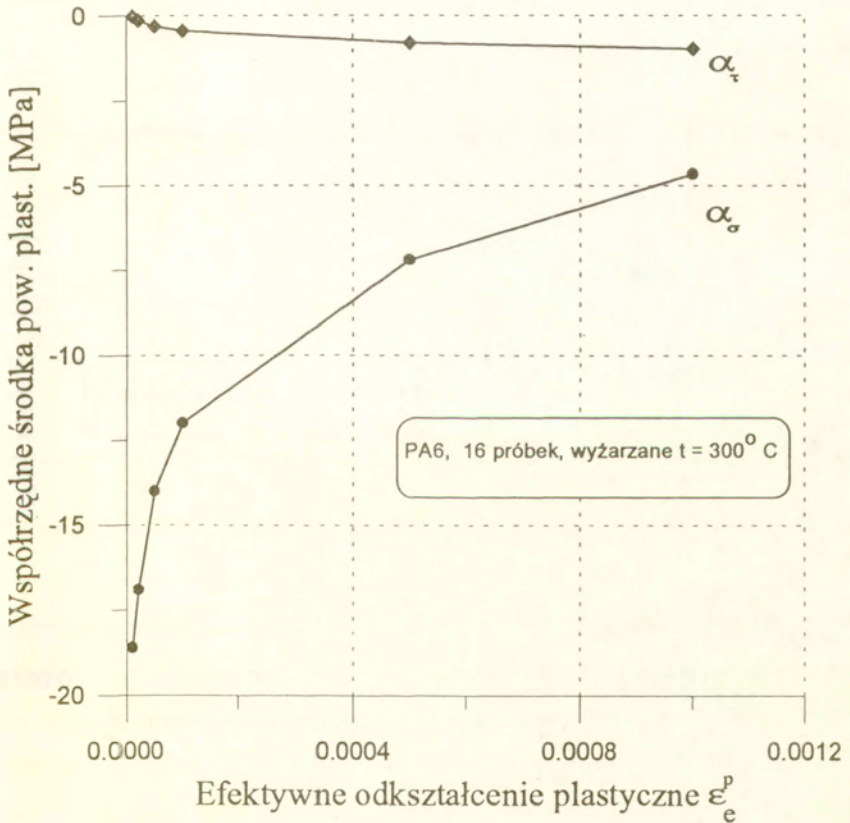


Rys.7. Ewolucja proporcji osi elipsy plastyczności.

Na rys. 6 i kilku dalszych zaznaczono punkty doświadczalne dla trzech dodatkowych wartości efektywnych odkształceń plastycznych definiujących umowną granicę plastyczności dla ułatwienia zobrazowania zależności rozpatrywanych parametrów od przyjętej definicji uplastycznienia. Widoczne są tu prawie jednakowe, niewielkie zmiany obu pól osi elipsy aproksymującej w miarę zwiększania wartości efektywnych odkształceń plastycznych. W ten sposób stosunek obu pól osi jest prawie stały i równy 2, jak pokazano na rys.7. Materiał w stanie dostawy [17] charakteryzował się

monotonicznym wzrostem tego stosunku w zakresie od 2 do 2,3 w miarę zwiększania wartości efektywnych odkształceń plastycznych.

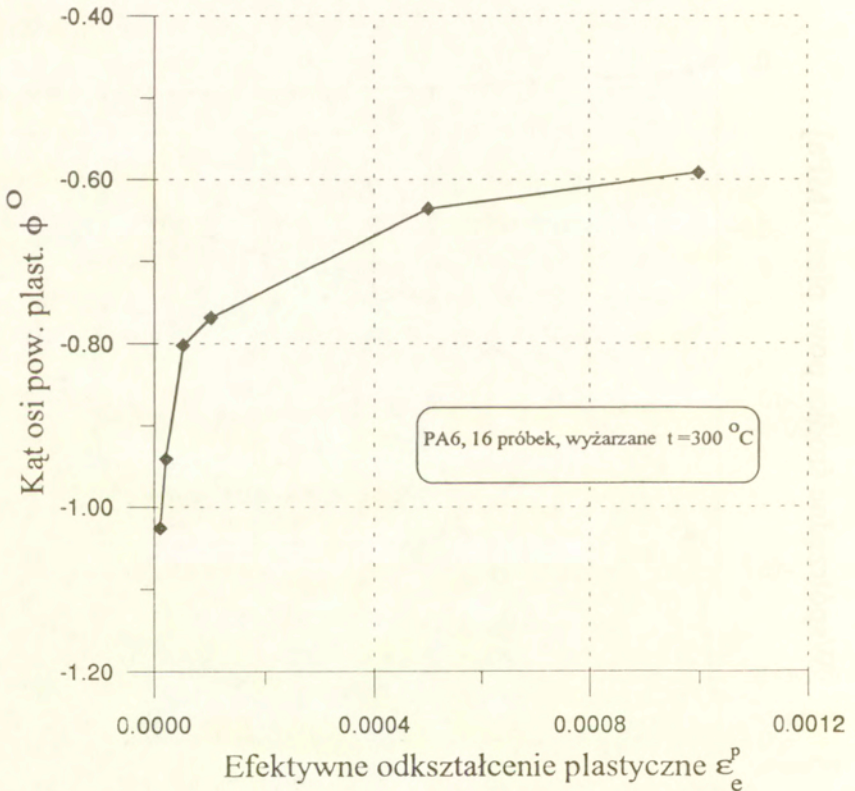
Zmiany położenia środka elipsy aproksymującej w zależności od przyjętej definicji uplastycznienia materiału wyżarzzonego w temperaturze 300°C ilustruje rys.8. O ile przesunięcie środka elipsy aproksymującej wzdłuż osi naprężenia ścinającego jest pomijalnie małe w całym rozpatrywanym zakresie plastycznych odkształceń, to przesunięcia tego środka wzdłuż osi naprężenia σ_{zz} w zależności od



Rys.8. Ewolucja współrzędnych środka elipsy plastyczności.

przyjętej definicji uplastycznienia materiału ma charakter typowy i zgodny z wieloma danymi doświadczalnymi [20, 21, 23]. Im mniejsza definicja uplastycznienia materiału tym jest większa różnica pomiędzy jednoosiowym rozciąganiem i ściskaniem.

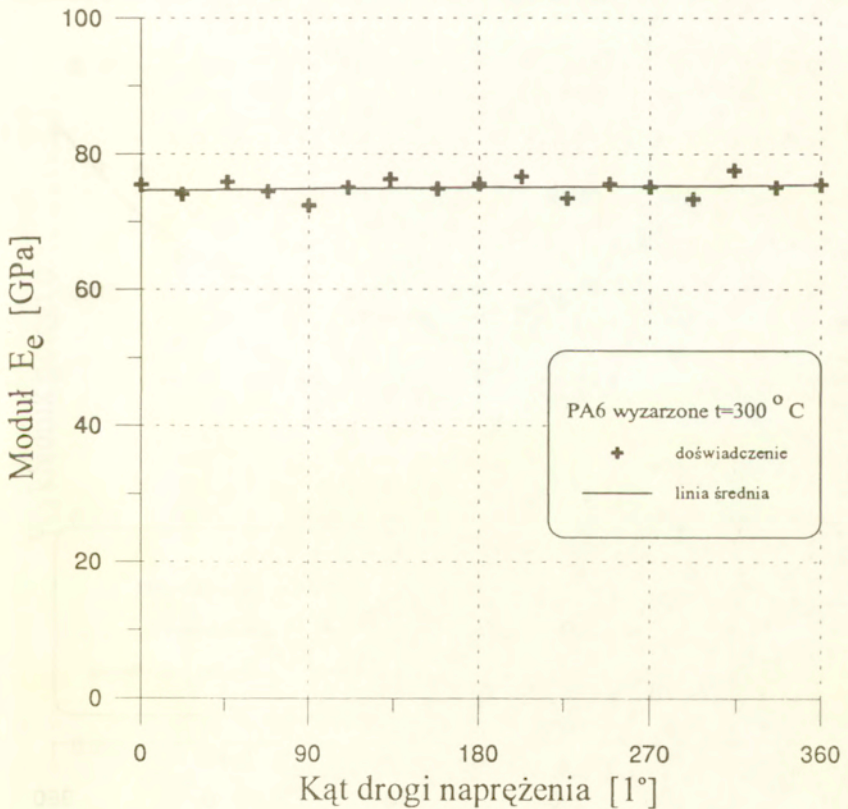
Kąt Φ obrotu powierzchni plastyczności względem osi σ_{zz} nie przekracza jednego stopnia (rys.9), ale ułożenie punktów doświadczalnych dla różnych definicji



Rys.9. Ewolucja kąta obrotu elipsy plastyczności.

uplastycznienia materiału ma monotoniczny charakter i malejącą tendencję w miarę wzrostu przyjętej wartości odkształceń plastycznych.

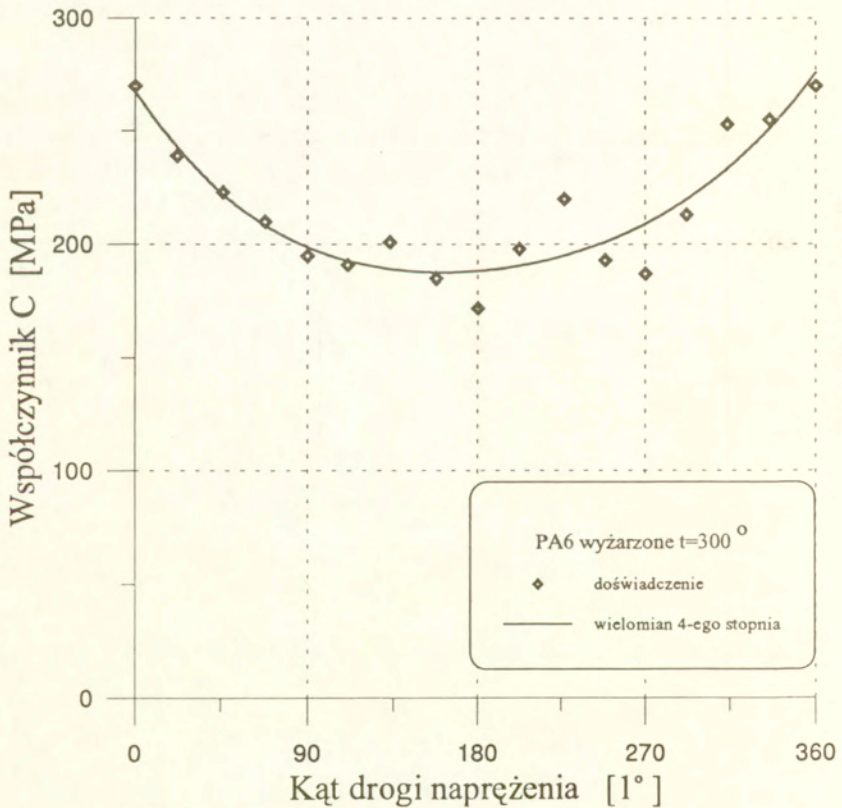
Wpływ kierunkowości struktury materiału objawia się charakterem warunku plastyczności badanego materiału, ale może też wpływać na jego cechy w zakresie sprężystym i w zakresie płynięcia plastycznego w postaci zmiany modułu plastycznego. Wyniki pomiarów modułu sprężystości podłużnej określonego, na podstawie zależności efektywnych naprężeń jako funkcji efektywnych odkształceń



Rys.10. Wykres modułu sprężystości podłużnej.

przedstawiono na rys.10 dla różnych kierunków drogi obciążenia poszczególnych próbek w przestrzeni naprężeń. Dane te odnoszą się również, jak i wszystkie dotychczasowe, do pierwszej serii 16. próbek. Zmiany modułu sprężystości są nieznaczne i wynikają raczej z rozrzutów pomiędzy próbkami niż z wpływu kierunkowości struktury. Wynik ten należy uznać za potwierdzenie izotropii sprężystej badanego materiału.

Natomiast na trzech dalszych rysunkach pokazano wpływ kierunkowości struktury wyżarzonego stopu aluminium na zmiany krzywej umocnienia w zakresie

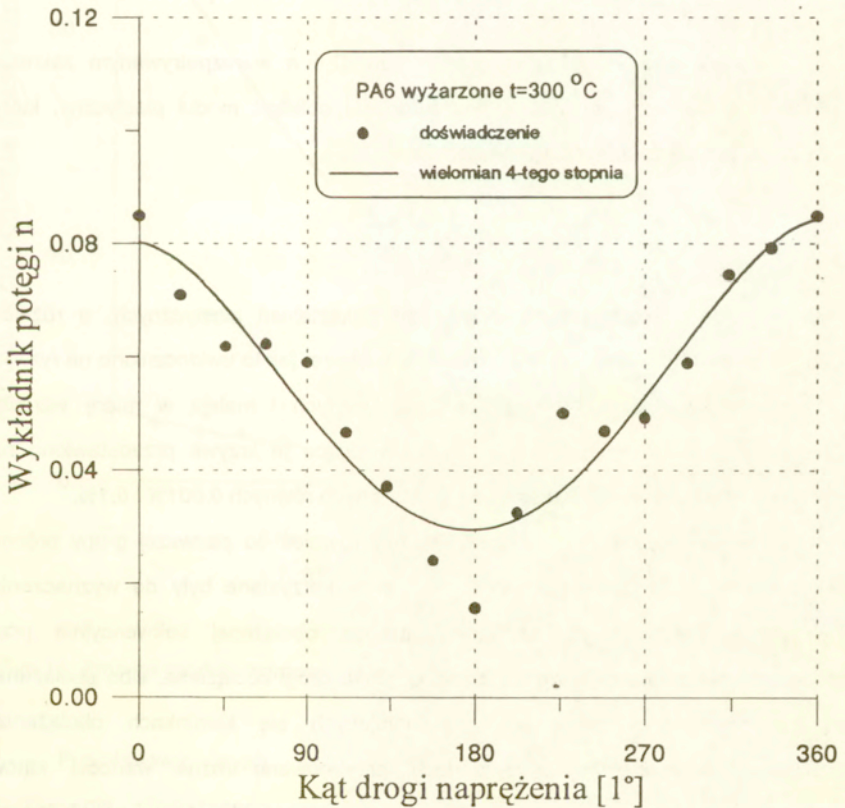


Rys.11. Zmiana współczynnika C w funkcji kąta drogi naprężenia.

plastycznym. Przebieg doświadczalnych wykresów efektywnych naprężeń jako funkcji efektywnych odkształceń aproksymowano, przy pomocy metody najmniejszych kwadratów, funkcją wykładniczą w postaci:

$$\sigma_e = C \cdot \epsilon_{\text{eff}}^n \quad (13)$$

Obliczone w ten sposób wartości współczynnika C przedstawiono w zależności od kąta kierunku obciążenia próbki na rys.11, natomiast zmiany wykładnika



Rys.12. Zmiana współczynnika n w funkcji kierunku drogi naprężenia.

potęgowej przyjętej funkcji aproksymującej przedstawiono na rys.12. Punkty te aproksymowano wielomianem czwartego stopnia w celu ułatwienia określenia charakteru zmian. Pomimo widocznych rozrzutów pomiarowych nie ulega wątpliwości, że w obu przypadkach największe różnice wartości C i n występują przy jednoosiowym rozciąganiu i ściskaniu. Jest to istotna różnica w stosunku do zmian tych parametrów dla materiału badanego w stanie dostawy, gdzie otrzymano jednakowe wartości poszczególnych współczynników przy jednoosiowym ściskaniu oraz rozciąganiu i charakter zmian wartości tych współczynników w zależności od kąta kierunku drogi obciążenia był odmienny od pokazanego na rys.11 i na rys.12 [17].

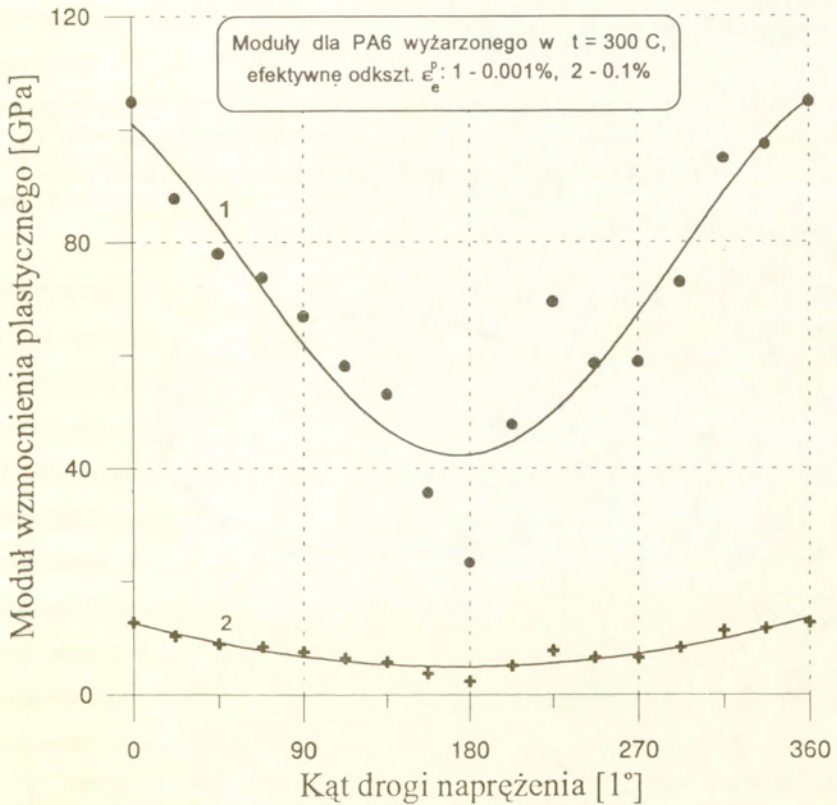
Mając dane wartości współczynników C i n w rozpatrywanym zakresie odkształceń plastycznych można bez trudności obliczyć moduł plastyczny, który wyraża się prostą zależnością w postaci:

$$h_p = \frac{\sigma_e \cdot n}{\epsilon_e} \quad (14)$$

Wartości modułu plastycznego zależą od odkształceń plastycznych, a różnice zależne od kierunku obciążania są znacznie większe, jak to uwidoczniło na rys. 13 przy małych wartościach odkształceń plastycznych i maleją w miarę wzrostu odkształceń plastycznych. Punkty i aproksymujące je krzywe przedstawiono na rys.13 dla dwóch wartości odkształceń plastycznych równych 0,001% i 0,1%.

Dwie następne serie próbek należały również do pierwszej grupy próbek wyżarzonych w temperaturze 300° C, ale wykorzystane były do wyznaczenia powierzchni plastyczności na jednej próbce obciążanej sekwencyjnie przy monotonicznie zwiększającym się kącie kierunku drogi obciążania, albo obciążanej naprzemiennie przy przeciwlegle zmieniających się kierunkach obciążania. Dodatkowo w poszczególnych seriach przyjmowano różne wartości kątów pierwszego obciążenia próbki, od którego prowadzono obciążanie na 16 innych kierunkach obciążania zmienianych według tych dwóch zasad. Celem tych

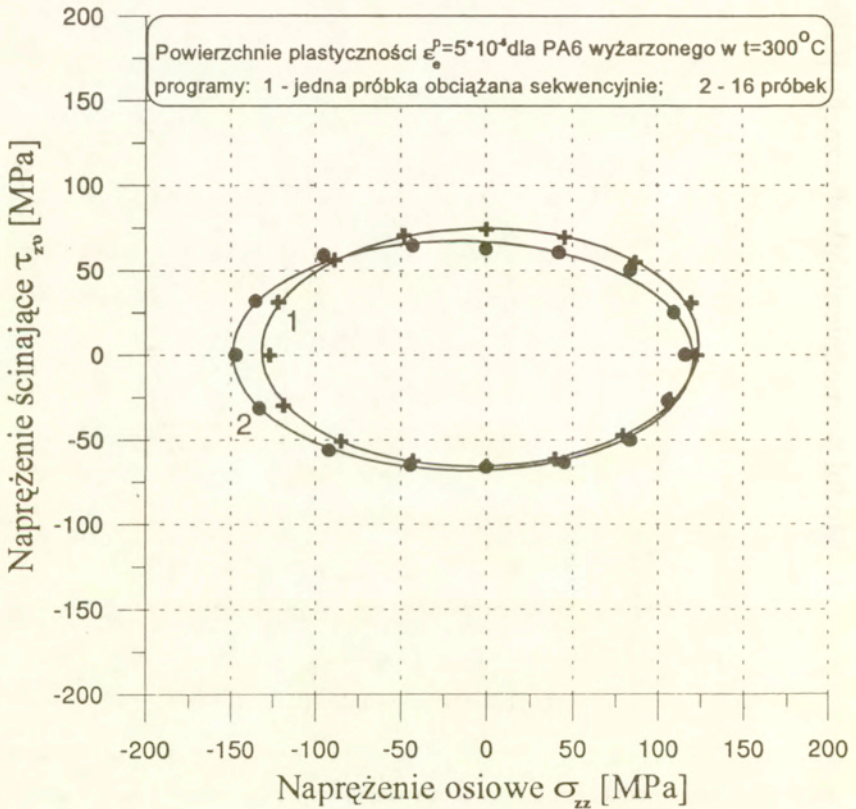
doświadczeń była ocena możliwości wykorzystania tych uproszczonych sposobów wyznaczania powierzchni plastyczności na jednej próbce do badania właściwości mechanicznych wyżarzzonego stopu aluminium.



Rys.13. Zmiana modułu wzmocnienia plastycznego w funkcji kierunku naprężenia.

Przykładowy wynik dla powierzchni plastyczności określonej dla odkształcenia plastycznego równego $0,005\%$ na jednej próbce obciążanej sekwencyjnie, dla której pierwszym obciążeniem było jednoosiowe rozciąganie przedstawiono na rys.14. Zaznaczono tu punkty doświadczalne i elipsę

aproxymującą według równania (5) oznaczoną przez 1 dla sekwencyjnego sposobu wyznaczania powierzchni plastyczności. Na rysunku tym pokazano też odpowiadającą powierzchnię plastyczności oznaczoną liczbą 2 wraz z punktami doświadczalnymi wyznaczonymi dla 16 różnych próbek obciążanych w innych kierunkach w przestrzeni naprężeń.



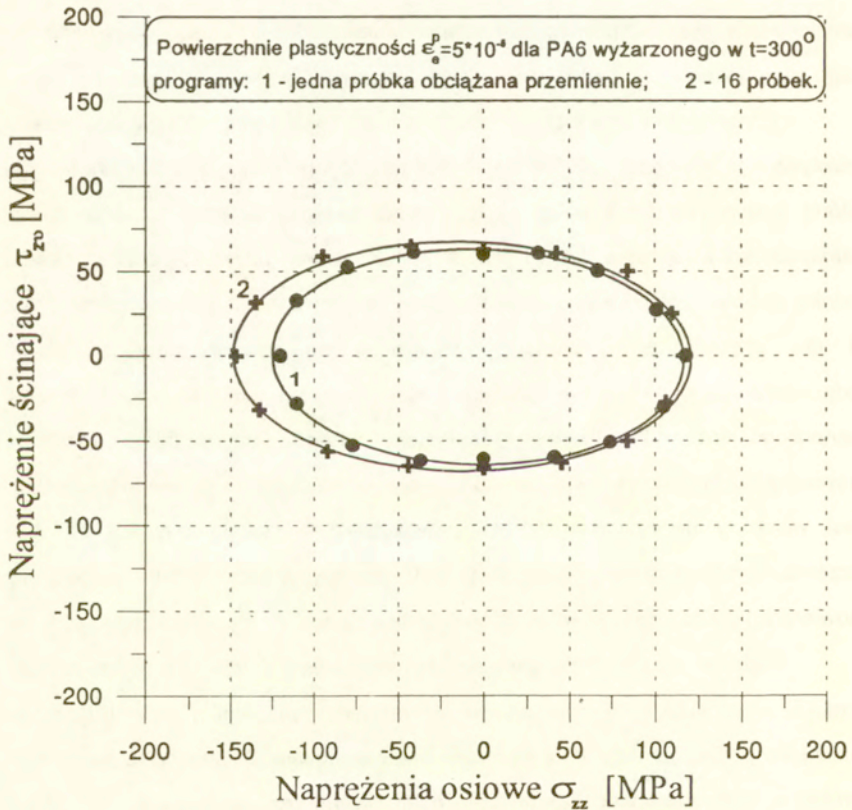
Rys.14. Porównanie powierzchni plastyczności otrzymanej dla obciążania sekwencyjnego i dla szesnastu próbek.

Wzajemne ułożenie tych powierzchni jest charakterystyczne dla wpływu historii deformacji wprowadzanej na każdym kierunku przy wielokrotnym obciążaniu tej samej próbki. Mimo ograniczenia efektywnych odkształceń plastycznych na każdym kierunku do wartości 0,005% można zaobserwować narastające powiększanie promienia wodzącego powierzchni sekwencyjnej w pierwszej ćwiartce obciążania bez zmiany znaku w stosunku do powierzchni otrzymanej na wielu próbkach. W kolejnych ćwiartkach przy zmianie znaku jednej ze składowych następuje stopniowe zmniejszanie wymiaru powierzchni sekwencyjnej. Podobny rezultat otrzymano dla tego samego materiału badanego w stanie dostawy [17].

Porównanie powierzchni plastyczności określonej dla odkształcenia plastycznego równego 0,005% na jednej próbce obciążanej naprzemiennie, dla której pierwszym obciążeniem było jednoosiowe rozciąganie z powierzchnią plastyczności otrzymaną dla 16 próbek przedstawiono na rys.15. Zaznaczono tu punkty doświadczalne i elipsę aproksymującą według równania (5) oznaczoną przez 1 dla przemiennego sposobu wyznaczania powierzchni plastyczności, a odpowiadającą powierzchnię plastyczności wyznaczoną dla 16 różnych próbek oznaczono liczbą 2. Wpływ przemiennego sposobu na kształt i położenie powierzchni plastyczności w stosunku do odpowiadającej powierzchni dla 16 próbek jest widoczny na rysunku. W tym przypadku powierzchnia wyznaczona przy przemiennym obciążaniu jednej próbki leży wewnątrz elipsy obrazującej powierzchnię plastyczności wyznaczoną dla 16 próbek.

Różnice obu tych sposobów, sekwencyjnego (rys.14) i przemiennego (rys.15) w stosunku do sposobu, w którym wykorzystuje się wiele próbek są niewielkie pod względem ilościowym, ale są dostrzegalne. Sekwencyjne obciążanie próbki w wielu kierunkach przestrzeni naprężenia wprowadza zmiany wymiarów elipsy i kąta jej obrotu w stosunku do osi układu współrzędnych. Natomiast przemiennie obciążanie próbki w przeciwległych kierunkach przestrzeni naprężeń wprowadza większe zmiany wymiarów elipsy w porównaniu do obciążenia sekwencyjnego, ale nie wprowadza obrotu powierzchni plastyczności. Wymiary

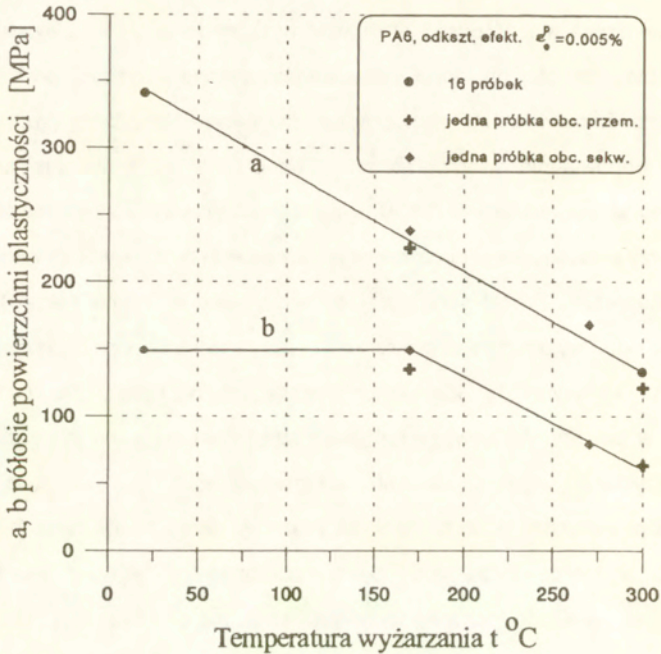
powierzchni plastyczności wyznaczonej na jednej próbce mogą się różnić o około 15% w stosunku do wymiarów powierzchni plastyczności uzyskanej z badań wielu próbek, tak że uzyskuje się nieco zdeformowany obraz rzeczywistej powierzchni plastyczności. Tym niemniej sposób wyznaczania powierzchni plastyczności może być stosowany przy doświadczalnym wyznaczeniu wpływu różnych czynników na ewolucję powierzchni plastyczności.



Rys.15. Porównanie powierzchni plastyczności otrzymanej dla obciążania przemiennego i dla szesnastu próbek.

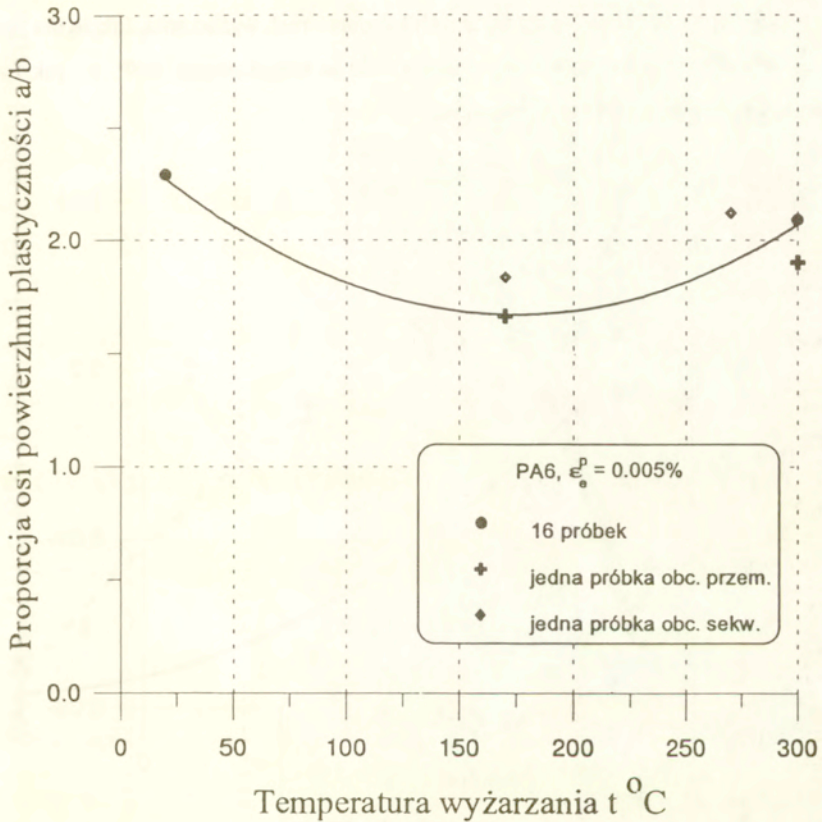
Potwierdzoną w ten sposób możliwość wykorzystania techniki wyznaczania powierzchni plastyczności na jednej próbce wykorzystano w dalszej części pracy przy wyznaczeniu powierzchni plastyczności dla dwóch pośrednich grup próbek wyżarzonych odpowiednio w temperaturach 270°C i 170°C . Próbki serii czwartej po wyżarzeniu w temperaturze 270°C wykorzystano do wyznaczenia powierzchni plastyczności przy sekwencyjnym i przemiennym obciążaniu w kolejnych 16 kierunkach przestrzeni naprężeń. Próbki serii piątej po wyżarzeniu w temperaturze 170°C wykorzystano do wyznaczenia powierzchni plastyczności przy sekwencyjnym obciążaniu w kolejnych 16 kierunkach przestrzeni naprężeń. Na podstawie określonych w ten sposób powierzchni plastyczności wyznaczono ich parametry, które wykorzystano wraz z danymi otrzymanymi przy różnych sposobach wyznaczenia powierzchni plastyczności dla materiału w stanie dostawy [17] oraz wyżarzonego w temperaturze 300°C , do zobrazowania wpływu temperatury wyżarzania na wielkości charakteryzujące anizotropię materiału. Wszystkie porównania przeprowadzono dla jednej definicji uplastycznienia odpowiadającej odkształceniu plastycznemu $0,005\%$, która to wartość stanowiła graniczne odkształcenie plastyczne jakiemu poddawano próbki na kolejnych kierunkach obciążania przy zastosowaniu techniki jednej próbki.

Wartości głównych półosi elipsy powierzchni plastyczności jako funkcje temperatury wyżarzania przedstawiono na rys.16. Wynik dla materiału w stanie dostawy, który nie był wyżarzany, zaznaczono na kolejnych rysunkach dla temperatury pokojowej. Charakterystyczne są tu nierównomierne zmiany poszczególnych półosi elipsy powierzchni plastyczności w zależności od temperatury wyżarzania. Wielka oś elipsy zmniejsza się monotonicznie ze wzrostem temperatury wyżarzania, natomiast mniejsza oś elipsy nie ulega zmianie po wyżarzeniu w temperaturze 170°C i zmniejsza się następnie przy większych temperaturach wyżarzania.



Rys.16. „Zmiana pólósi powierzchni plastycznosci w funkcji temperatury wyżarzania.

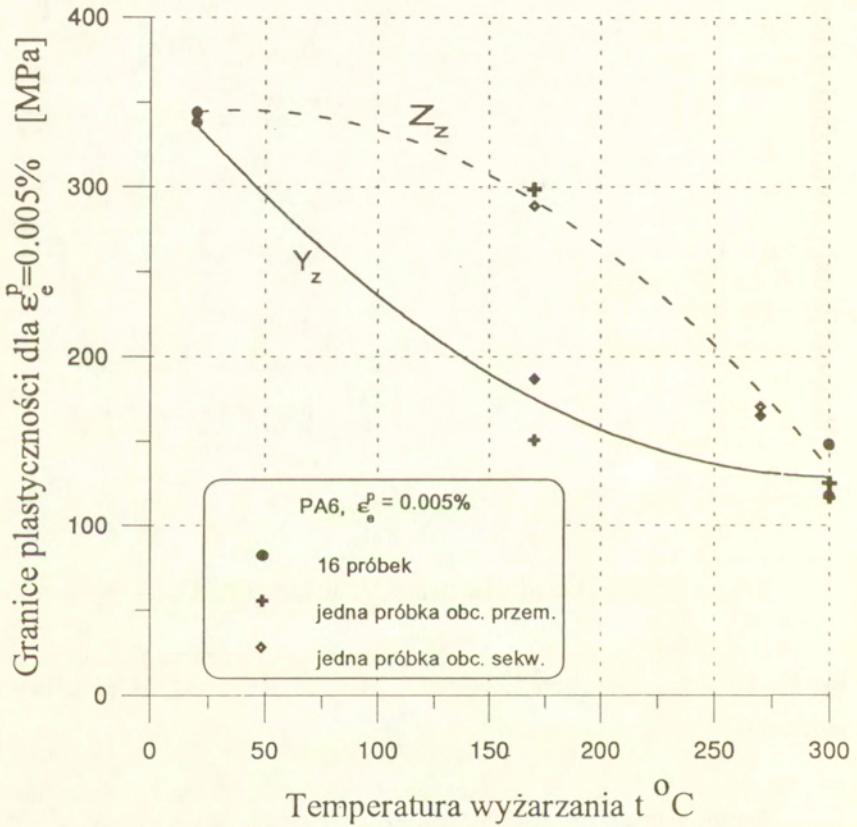
Na rys.17 przedstawiono stosunek głównych osi elipsy aproksymującej powierzchnię plastycznosci dla czterech różnych temperatur wyżarzania. Dane pokazane na rys.17 wskazują, że proporcje głównych osi elipsy dla materiału wyżarzonego w temperaturze 300° C są tylko nieznacznie mniejsze od wartości uzyskanych dla materiału w stanie dostawy, przy czym w obu przypadkach powierzchnie plastycznosci wyznaczono na wielu próbkach. Natomiast najmniejsza wartość stosunku pólósi elipsy występuje dla próbki wyżarzonej przy temperaturze 170° C.



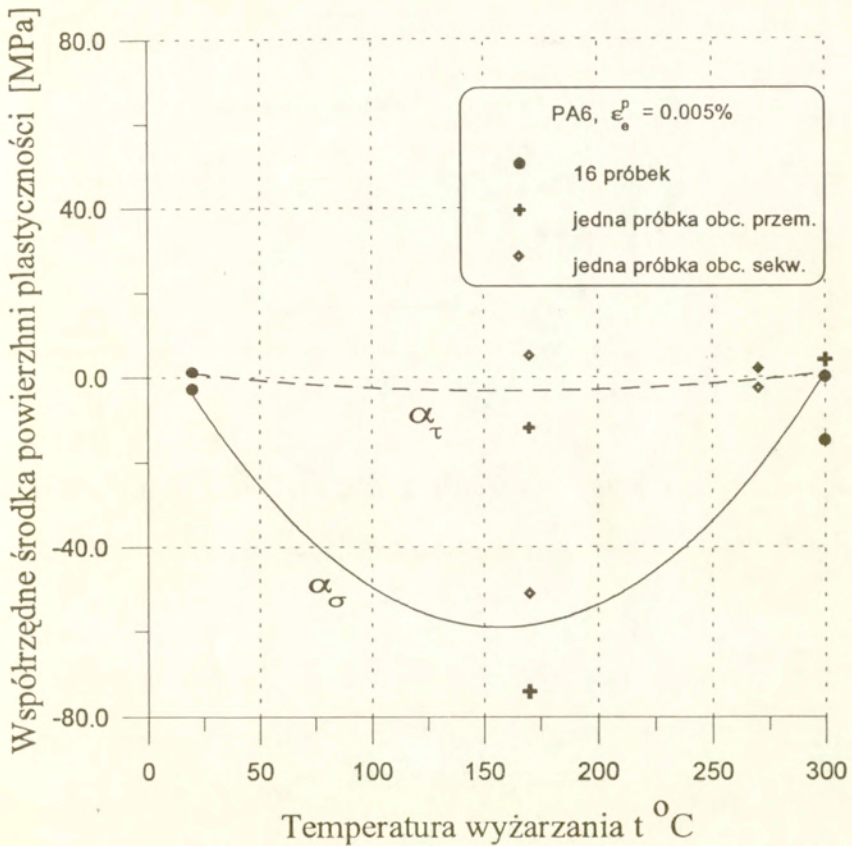
Rys.17. Zmiana proporcji osi powierzchni plastyczności w funkcji temperatury wyżarzania.

Zmiany wartości granicy plastyczności przy jednoosiowym rozciąganiu Y_Z i przy jednoosiowym ściskaniu Z_Z przedstawiono na rys.18. Nierównomierność zmian obu tych stałych materiałowych w zależności od temperatury wyżarzania jest wyraźnie widoczna. Przy temperaturze wyżarzania 170°C zmniejsza się znacznie szybciej wartość granicy plastyczności przy jednoosiowym rozciąganiu, a odpowiadająca wartość przy jednoosiowym ściskaniu maleje w tym czasie wolniej.

Sytuacja ulega odwróceniu przy wyższych temperaturach wyżarzania, tak że dla obu skrajnych przypadków, zarówno po wyżarzeniu w temperaturze 300° C jak i w stanie dostawy granice te są sobie równe.

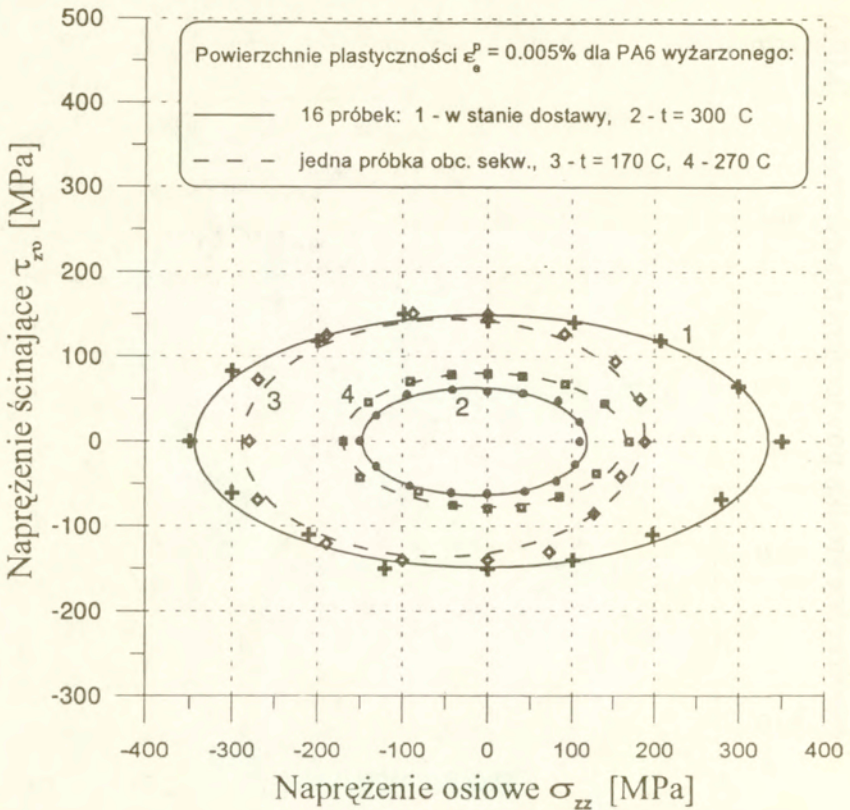


Rys.18. Zmiana granicy plastyczności przy rozciąganiu i przy ścisaniu w funkcji temperatury wyżarzania.



Rys.19. Zmiana współrzędnych środka powierzchni plastyczności w funkcji temperatury wyżarzania.

Zmiany obu tych granic plastyczności są ściśle związane ze zmianami współrzędnych środka elipsy pokazanymi na rys.19. Przesunięcie środka elipsy wzdłuż osi naprężeń ścinających jest pomijalnie małe i jest niezależne od temperatury wyżarzania, natomiast przesunięcie środka elipsy wzdłuż osi naprężeń osiowych osiąga znaczną wartość po wyżarzeniu próbek w temperaturze 170°C , chociaż dla obu skrajnych przypadków, zarówno po wyżarzeniu w temperaturze 300°C jak i w stanie dostawy wartość tego przesunięcia jest zerowa.



Rys.20. Ewolucja powierzchni plastyczności pod wpływem wyżarzania.

Ewolucja powierzchni plastyczności pod wpływem wyżarzania w różnych temperaturach przedstawiona jest na rys.20. Liniami ciągłymi zaznaczono obie powierzchnie plastyczności odpowiadające odkształceniu plastycznemu $0,005\%$ uzyskane na 16 próbkach obciążanych w różnych kierunkach przestrzeni naprężeń dla materiału w stanie dostawy (krzywa 1) oraz po wyżarzaniu w temperaturze 300°C (krzywa 2). Liniami przerywanymi zaznaczono sekwencyjne powierzchnie plastyczności odpowiadające takiej samej granicy plastyczności dla materiału wyżarzowanego w temperaturze 170°C (krzywa 3) i dla materiału wyżarzowanego w

temperaturze 270°C (krzywa 4). Wyżarzanie w temperaturze 300°C powoduje równomierne zmniejszenie wymiarów elipsy powierzchni plastyczności w stosunku do materiału w stanie dostawy, natomiast przy mniejszych temperaturach wyżarzania następują nierównomierne zmiany własności mechanicznych w różnych kierunkach, a w skrajnym przypadku jaki występuje po wyżarzeniu w temperaturze 170°C może wystąpić zmniejszenie granic plastyczności tylko w jednym kierunku, natomiast granica plastyczności na ścinanie nie ulega zmianie w stosunku do materiału w stanie dostawy.

Wnioski

1. Wyżarzanie może powodować, zależnie od temperatury, zmianę charakteru anizotropii materiału, co wynika z nierównomiernych zmian właściwości mechanicznych materiału wywołanych wyżarzaniem dla poszczególnych kierunków anizotropii.
2. Ta nierównomierność zmian dla poszczególnych kierunków anizotropii dotyczy zwłaszcza takiego rodzaju wyżarzania, które związane jest ze zmianą rozkładu naprężeń własnych wprowadzonych w trakcie procesu wcześniejszej obróbki plastycznej.
3. Wyżarzanie powoduje wyraźne zmniejszenie granic plastyczności materiału w różnych kierunkach, ale w znacznie mniejszym stopniu wpływa na zmianę proporcji granic plastyczności w kierunkach anizotropii ukształtowanej w procesie wcześniejszej obróbki plastycznej.
4. Ocena wpływu obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne materiałów powinna być prowadzona na podstawie badań doświadczalnych przeprowadzonych w warunkach złożonego stanu naprężenia.

5. Powierzchnia plastyczności materiału wyznaczona w sposób uproszczony na podstawie badań przeprowadzonych na jednej próbce obciążanej kolejno wzdłuż różnych dróg w przestrzeni naprężeń różni się o około 15% w stosunku do rzeczywistej powierzchni plastyczności materiału otrzymanej na wielu próbkach obciążanych przy różnych stanach naprężenia.
6. Różnice powierzchni plastyczności wyznaczonej na jednej próbce w stosunku do powierzchni wyznaczonej na wielu próbkach zależą od przyjętego sposobu zmian kolejnych kierunków obciążenia dla jednej próbki i od wybranego pierwszego kierunku obciążenia.
7. Liczbowe wartości współczynników anizotropii charakteryzujących badany materiał powinny być określane na podstawie wyników badań doświadczalnych dla wielu próbek obciążanych przy różnych stanach naprężenia.
8. Uproszczony sposób wyznaczania powierzchni plastyczności na podstawie badań jednej próbki obciążanej w różnych kierunkach może być stosowany do oceny zmian wywołanych wyżarzaniem pod warunkiem ograniczenia wpływu historii deformacji jakiej doznaje próbka przy kolejnym jej obciążaniu i zachowania dla różnych próbek takiej samej kolejności obciążania w różnych kierunkach.

Podziękowanie

Autorzy wyrażają podziękowanie Komitetowi Badań Naukowych za finansowanie pracy wykonywanej w ramach grantu nr. 3 0154 91 01.

Literatura cytowana w pracy

1. Poradnik mechanika: Wydawnictwa Naukowo Techniczne WNT, Warszawa 1988.
2. Aluminium, poradnik: Wydawnictwa Naukowo Techniczne WNT, Warszawa 1967.

4. K. Mallick, Shyam K. Samanta, A. Kumar: An Experimental Study of the Evolution of Yield Loci for Anisotropic Materials Subjected to Finite Shear Deformation, *J. Eng. Mat. and Tech.*, 113, 192, 1991.
5. B.H. Jones: Assessing Instability of Thin-walled Tubes under Biaxial Stresses in the Plastic Range, *Exp. Mech.*, 8, no 1, 1968, pp. 10-18.
6. J. Miastkowski, W. Szczepiński: An Experimental Study of Yield Surfaces of Prestrained Brass, *Int. J. Solids and Structures*, 1, 189-194, 1965.
7. K. Turski: Badania wpływu odkształcenia plastycznego na zachowanie się metalu przy różnych drogach wtórnego obciążania, *Mech. Teor. Stos.*, 9, 1, 155-199, 1971.
8. W. Szczepiński: On the Effect of Plastic Deformation on Yield Condition, *Arch. Mech.* 15, 2, 275-296, 1963.
9. W. Szczepiński, J. Miastkowski: An Experimental Study of the Effect of the Prestraining History on the Yield Surfaces of an Aluminium Alloy, *J.Mech.Phys.Solids*, 16, 153-162, 1968.
10. A. Phillips: Yield Surfaces of Pure Aluminum at Elevated Temperatures, *Proc. IUTAM sym. East Kilbride*, June 25-28, 1968.
11. A. Phillips, C.S. Liu, J.W. Justusson, An Experimental Investigation of Yield Surfaces at Elevated Temperatures, *Acta Mechanica*, 14, 119-146, 1972.
12. A. Phillips, Juh-Ling Tang: The Effect of Loading Path on the Yield Surface at Elevated Temperatures, *Int. J. Solids Structures*, 8, 463-474, 1972.
13. K.C. Liu, W.L. Greenstreet: Experimental Studies to Examine Elastic-Plastic Behaviors of Metal Alloys Used in Nuclear Structures, in: *Constitutive Equations in Viscoplasticity: Computational and Engineering Aspects*, 5-10 Dec., AMD 20, 1976.
14. Y. Ohashi, M. Kawai, H. Shimizu: Effects of Prior Creep on Subsequent Plasticity of Type 316 Stainless Steel at Elevated Temperature, *J. Engine. Mat. Technol.*, 105, 257-263, 1983.

15. K. Ikegami, Y. Nittsu: Effect of Creep Prestrain on Subsequent Plastic Deformation, *Int. J. Plasticity*, 1, 331-345, 1985.
16. Han-Chin Wu, Chin-Cheng Ho: Strain Hardening of Annealed 304 Stainless Steel by Creep, *J. Engine. Mat. Technol.*, 115, 345-350, 1993.
17. L. Dietrich, R. Kiryk, G. Socha, M. Śliwowski: Identyfikacja plastycznej anizotropii stopu aluminium, w przygotowaniu 1994.
18. L. Dietrich: Doświadczalne określenie anizotropii metali, w przygotowaniu, 1994.
19. D.E. Helling, A.K. Miller, M.G. Stout: An Experimental Investigation of the Yield Loci of 1100-0 Aluminum, 70:30 Brass, and an Overaged 2024 Aluminum Alloy After Various Prestrains, *J. Eng. Mat. and Tech.*, 108, 313, 1986.
20. S.S. Hecker: Experimental Studies of Yield Phenomena in Biaxially Loaded Metals, in: *Constitutive Equations in Viscoplasticity: Computational and Engineering Aspects*, 5-10 Dec., AMD 20, 1976.
21. K. Ikegami: A Historical Perspective of Experimental Study on Subsequent Yield Surfaces for Metals, *J.Soc.Mat.Sci.Japa.*, 24, nos 261, 263, 1975.
22. W. Szczepliński, L. Dietrich, J. Miastkowski: Plastic Properties of Metals, in *Experimentals Methods in Mechanics of Solids*, W. Szczepliński ed., PWN-Elsevier, 1990.
23. N.K. Gupta, H.A. Lauert: A Study of Yield Surface upon Reversal of Loading under Biaxial Stress, *ZAMM* 63, 1083, pp. 497-504.
24. R.v.Mises: Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen, *Zeitschr. angew. Math. Mech.*, Band 8, Helf 3, 161-185, 1928.
25. W. Szczepliński: On Deformation-induced Plastic Anisotropy of Sheet Metals, *Arch. Mech.*, 45, 1, 3-38, 1993.