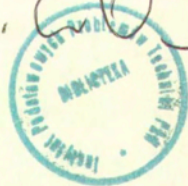


L. Dietrich, Z. L. Kowalewski

ROZWÓJ ANIZOTROPOWYCH
WŁASNOŚCI MIEDZI
POD WPLYWEM DEFORMACJI PLASTYCZNEJ
PRZY PEŁZANIU
I MONOTONICZNYM OBCIĄŻANIU

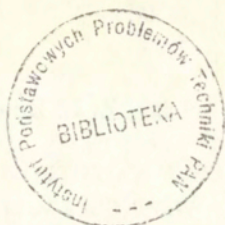
23/1994

P. 269



WARSZAWA 1994

Praca wpłynęła do Redakcji dnia 26 sierpnia 1994 r.



56626



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,
Zbigniew L. Kowalewski

Zakład Wytrzymałości Materiałów

ROZWÓJ ANIZOTROPOWYCH WŁASNOŚCI MIEDZI POD WPŁYWEM DEFORMACJI PLASTYCZNEJ PRZY PEŁZANIU I MONOTONICZNYM OBCIĄŻANIU

Streszczenie

W pracy przedstawiono doświadczalną analizę własności plastycznych miedzi elektrolitycznej w stanie wyjściowym oraz poddanej różnym typom wstępnej deformacji. Analizy dokonywano na podstawie położenia i wymiarów wyznaczonych powierzchni plastyczności. W pierwszym etapie badań określono pierwotną powierzchnię metodą naprzemiennych i jednakowych nakłuc jednej próbki, która stanowiła punkt wyjściowy przy porównaniach powierzchni plastyczności wyznaczonych dla tego samego materiału z celowo wprowadzonym odkształceniem. W kolejnych etapach programu doświadczeń zadawano wstępne deformacje o tych samych wartościach w procesie pełzania, przeprowadzanym w stałej podwyższonej temperaturze przy stałym poziomie naprężenia, oraz drogą monotonicznego obciążania w temperaturze otoczenia. Po doprowadzeniu deformacji próbek do z góry przyjętego poziomu odkształcenia następowało określanie powierzchni plastyczności metodą naprzemiennych nakłuc podobnie jak przy wyznaczaniu powierzchni pierwotnej. Uzyskane rezultaty doświadczalne były aproksymowane przy założeniu anizotropowego warunku plastyczności.

1. Wstęp

Zagadnienie wpływu wstępnej deformacji wprowadzanej w materiałach konstrukcyjnych podczas różnego rodzaju procesów wytwórczych oraz podczas eksploatacji stanowi problem, któremu w fachowej literaturze światowej poświęca się coraz więcej miejsca [1-33]. Bezpośrednimi powodami tej sytuacji jest z jednej strony fakt powszechnego stosowania obróbki plastycznej w trakcie procesów technologicznych wykorzystywanych do wyrobów konkretnych elementów, która wywołuje w materiale znaczne, wprowadzane w stosunkowo krótkim czasie odkształcenia plastyczne, a z drugiej strony fakt stopniowego odkształcania się elementów konstrukcyjnych w gotowych wyrobach wystawionych na działanie długotrwałych i jednocześnie złożonych obciążeń przy często znacznie podwyższonej temperaturze (np. elementy kotłów parowych, łopatkę turbin w elektrowniach, rury doprowadzające rozgrzane substancje, itp.). Obie formy deformacji materiałów dają w efekcie zmiany podstawowych parametrów materiałowych takich jak granica plastyczności, wytrzymałość doraźna, ciągliwość oraz są przyczynami zmian parametrów charakteryzujących proces pełzania np. minimalna prędkość pełzania, czy żywotność (tj. czas do zniszczenia). W celu zachowania maksymalnego bezpieczeństwa działania urządzeń o ekstremalnych warunkach pracy konieczne jest prowadzenie szeroko zakrojonych badań dla różnych materiałów konstrukcyjnych, ponieważ jak wykazują doświadczenia przeprowadzone w różnych ośrodkach naukowych zachowanie poszczególnych materiałów wstępnie zdeformowanych jest wielokrotnie bardzo zróżnicowane.

W wielu znanych laboratoriach na świecie problem wpływu deformacji wstępnej na późniejsze zachowanie materiału analizowany jest doświadczalnie, w zależności od potrzeb, kilkoma drogami. Można wśród nich wyróżnić dwa podstawowe nurty:

- badania wpływu wstępnej deformacji plastycznej na proces pełzania [1-12] lub własności plastyczne materiałów [13-20], oraz
- badania wpływu deformacji uzyskanej przy pełzaniu na własności plastyczne materiałów [21-24].

W pierwszym przypadku wykazano, że dla jednych materiałów wstępna deformacja plastyczna może wywoływać efekt zwiększenia żywotności materiału [2, 11], czy też umocnienie materiału wyrażające się spadkiem ustalonej prędkości pełzania [2, 4, 7, 9, 10, 11] w przypadku poddania materiału pełzaniu, lub wzrost granicy plastyczności na kierunku zgodnym z kierunkiem wstępnej deformacji gdy zostanie poddany procesowi plastycznej deformacji [13, 14, 15, 16, 17]. Natomiast dla innych może powodować efekt zupełnie przeciwny, tj. obniżenie żywotności materiału przy pełzaniu [np. 3], czy też może nie powodować większych różnic w parametrach materiałowych przy kolejnych procesach deformacyjnych [6].

W przypadku zadawania deformacji w materiale wykorzystując pełzanie otrzymano rezultaty, które w większości świadczą o korzystnym wpływie tego procesu na późniejsze zachowanie przy deformacji plastycznej [21-24]. Niestety w pracach tych proces pełzania dla osiągnięcia początkowej deformacji był bardzo krótki (w zakresie od kilku minut do kilku godzin) a zatem nie odzwierciedlał typowego charakteru zjawiska pełzania.

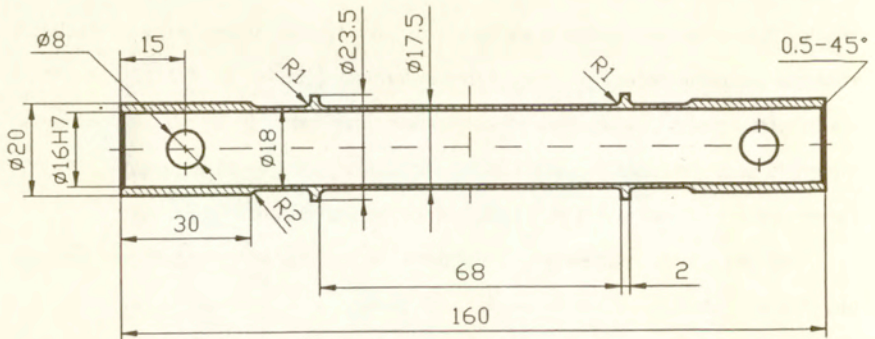
W niniejszej pracy w analizie zagadnienia wpływu wstępnego odkształcenia na zachowanie materiału poddanego następnie obciążeniu w celu wyznaczenia powierzchni plastyczności wykorzystano oba wspomniane podejścia. W odróżnieniu od wcześniejszych prac wstępną deformację poprzez pełzanie prowadzono w typowych warunkach dla tego typu procesu, tzn. przy obciążeniu znacznie niższym od granicy plastyczności badanego materiału w przyjętej temperaturze.

2. Procedura doświadczalna

2.1 Próbką, materiał

W badaniach wykorzystywano cienkościennie próbki rurkowe o długości bazy pomiarowej 68 [mm], grubości ścianki 0.75 [mm] i średnicy zewnętrznej w części pomiarowej 17.5 [mm]. Geometria stosownych próbek przedstawiona jest na Rys.1. Projekt próbki zapewniał możliwość zamocowywania jej zarówno w układzie

obciążającym pelzarki jak również w dwuosiowej maszynie wytrzymałościowej INSTRON 1343.



Rys.1 Próbka.

Badania wykonywano na czystej miedzi elektrolitycznej M1E o zawartości Cu 99.9%. Próbki po obróbce mechanicznej były poddane obróbce cieplnej, polegającej na wyżarzaniu w temperaturze 673 K przez okres dwóch godzin i studzeniu razem z piecem, a następnie były starzone. Przed zasadniczymi badaniami przeprowadzono badania mikrostruktury materiału w celu określenia wielkości ziarna. Obserwacje mikrostruktury przeprowadzono na mikroskopie metalograficznym Neophot 21 pod powiększeniem 200x. Pomiar wielkości ziarna wykonano na analizatorze obrazu wyposażonym w mikrokomputer typu PC oraz dodatkowo metodą zliczania ziarn wg PN-66/H-04507. Widok mikrostruktury badanej miedzi M1E prezentowany jest na fotografii (Rys. 2). Jak widać badany materiał posiadał strukturę drobnoziarnistą o wyraźnie zarysowanych granicach ziarn z widocznymi charakterystycznymi bliźniakami. Średni wymiar ziarna wynosił 0.058 [mm].



Rys.2 Fotografia mikrostruktury badanej miedzi.

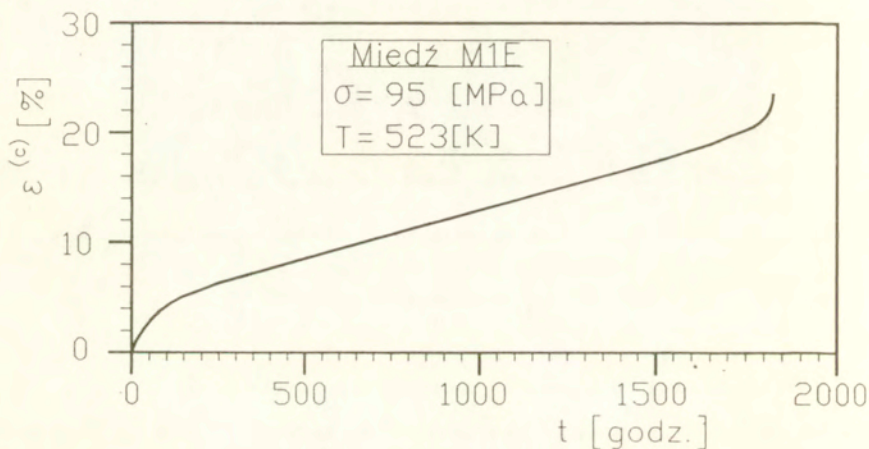
2.2 Wyniki badań podstawowych parametrów mechanicznych

W celu określenia parametrów mechanicznych badanego materiału przeprowadzono statyczną próbę rozciągania w temperaturze pokojowej na maszynie wytrzymałościowej Instron, przy prędkości przemieszczenia trawersy wynoszącej 0.5 [mm/min]. Na podstawie wyników zrealizowanego testu wyznaczono moduł Younga ($E=1.09 \times 10^5$ [N/mm²]), umowną granicę plastyczności ($R_{0.2}=140$ [N/mm²]), granicę wytrzymałości doraźnej ($R_m=215$ [N/mm²]) oraz ciągliwość (21.5 [%]).

2.3 Wyniki badań podstawowych parametrów charakteryzujących proces pełzania

Dla wyznaczenia podstawowych parametrów procesu pełzania badanej miedzi przeprowadzono próbę pełzania do zniszczenia w temperaturze 523 K. Próbę wykonano przy jednoosiowym rozciąganiu z poziomem naprężenia wynoszącym 95

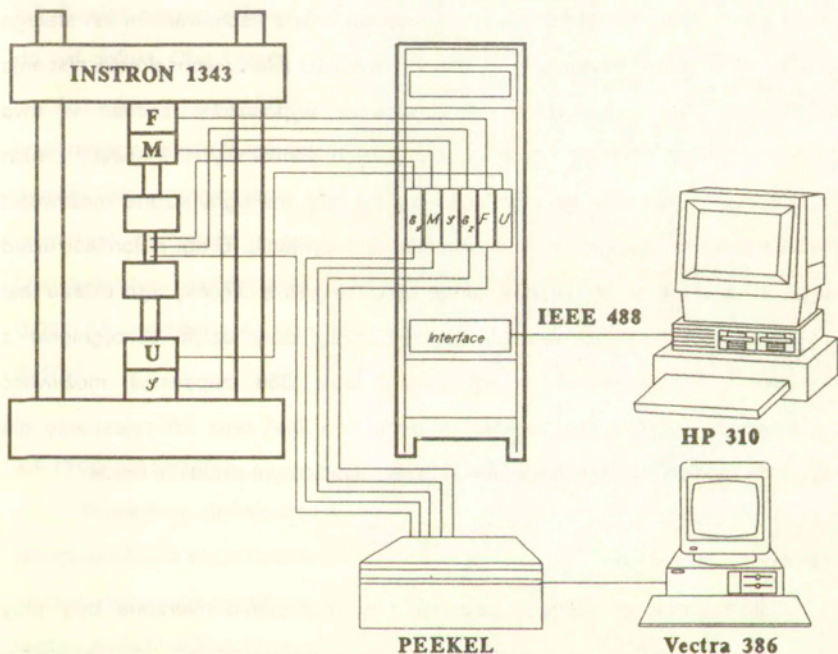
[MPa], który był niższy od umownej granicy plastyczności ($R_{0,2}=100$ [N/mm²]) dla badanego materiału w rozważanej temperaturze. Otrzymana krzywa pełzania prezentowana jest na Rys. 3. Na jej podstawie określono ustaloną prędkość pełzania, która wyniosła 9×10^{-5} [1/h] oraz żywotność, która wyniosła 1838 [h].



Rys.3 Krzywa pełzania miedzi M1E dla jednoosiowego rozciągania.

2.4 Stanowisko badawcze

Badania eksperymentalne przeprowadzono na pelzarce przystosowanej do prowadzenia testów w podwyższonych temperaturach oraz na maszynie wytrzymałościowej Instron 1343 umożliwiającej realizację złożonych stanów naprężenia poprzez różne kombinacje siły osiowej i momentu skręcającego. Szczegółowy opis dotyczący pelzarki zawiera praca [34], natomiast schemat stanowiska badawczego, na którym realizowano wyznaczanie powierzchni plastyczności ilustruje Rys. 4. W układzie obciążającym maszyny wytrzymałościowej



Rys.4 Schemat stanowiska badawczego.

Instron znajdują się dwa niezależnie działające siłowniki hydrauliczne, jeden przeznaczony do ściskania względnie rozciągania próbek, drugi natomiast do ich dwukierunkowego skręcania, które kierowane są przy pomocy automatycznego układu sterowania wyposażonego w komputer Hewlett-Packard serii 310. Do

wspomnianego komputera doprowadzone są za pośrednictwem analogowych układów przetwarzających oraz przetwornika analogowo-cyfrowego sygnały: przemieszczenia osiowego trawersy maszyny, obrotu uchwytu mocującego próbkę, siły osiowej, momentu skręcającego, odkształceń osiowych oraz odkształceń postaciowych. Opracowane oprogramowanie dało możliwość obciążania próbek z zadaną prędkością dla każdej składowej odkształcenia z zachowaniem ich stałego stosunku aż do chwili osiągnięcia wymaganej wartości intensywności odkształcenia plastycznego. Opisywane stanowisko badawcze wyposażone zostało w dwa niezależne układy akwizycji i gromadzenia danych pomiarowych. Pierwszy z nich związany jest z komputerem sterującym i z tej racji ma ograniczone możliwości przedstawiania aktualnego stanu wykonania eksperymentu. Drugi natomiast układ pracuje niezależnie od komputera sterującego. Integralną częścią tego układu jest wielokanałowy system pomiarowy firmy PEEKEL, który dzięki sprzęgnięciu z komputerem firmy Hewlett-Packard typu Vectra 386 zapewniał możliwość obserwowania wyników pomiarowych w trybie "on line" oraz ich rejestrację dla wszystkich wykorzystywanych kanałów w przeprowadzanym aktualnie teście.

2.5 Pomiar odkształceń

Odształcenia w próbach pełzania przy rozciąganiu mierzone były przy pomocy ekstensometru mechanicznego przymocowywanego do kołnierzy określających bazę pomiarową na próbce. Urządzenie to zbudowane jest z dwóch współosiowych rur, do których końców pozostających na zewnątrz pieca dołączone są czujniki indukcyjne rejestrujące liniowe przemieszczenie się rur względem siebie. Wielkość tego przemieszczenia stanowi miarę wydłużenia się części pomiarowej próbki, które odniesione do początkowej bazy określa wielkość odkształcenia. Szerzej konstrukcja ekstensometru opisana została w pracy [34].

W przypadku testów przeznaczonych do wyznaczenia powierzchni plastyczności badania przeprowadzane były na maszynie wytrzymałościowej Instron przy wykorzystaniu układów tensometrycznych naklejanych na powierzchni próbek.

Odształcenia osiowe mierzono przy pomocy pełnomostkowego układu czterech tensometrów, z których dwa naklejone po przeciwnych stronach próbki były tensometrami czynnymi, natomiast dwa pozostałe stanowiły układ kompensujący zmiany temperatury i naklejone były na specjalnie zaprojektowanym półpierścieniu dołączonym do próbki. Układ przeznaczony do pomiaru odkształceń postaciowych był również pełnomostkowy z czterema tensometrami naklejonymi pod kątami 45° do osi próbki. Oba układy do pomiaru odkształceń podłączone były do systemu pomiarowego maszyny Instron 1343. Każdorazowo przed przystąpieniem do badań wspomniane układy tensometryczne podlegały kalibracji przy pomocy precyzyjnego mostka tensometrycznego UGR 60 firmy Hottinger tak, aby maksymalnemu sygnałowi sterowania o wartości 10 [V] odpowiadało odkształcenie 0.8 [%]. Uwzględniając rozdzielczość układu pomiarowego maszyny Instron wynoszącą 0.001 [V], rozdzielczość pomiaru odkształceń osiowych i postaciowych wynosiła 8×10^{-6} .

2.6 Program badań

Procedura doświadczalna złożona była z kilku etapów. W pierwszym przeprowadzono wyznaczenie powierzchni plastyczności dla materiału, w którym nie zadano deformacji początkowej. Sposobów wyznaczania powierzchni plastyczności można znaleźć w literaturze wiele [14, 18, 25, 26]. Spośród najczęściej stosowanych można wymienić:

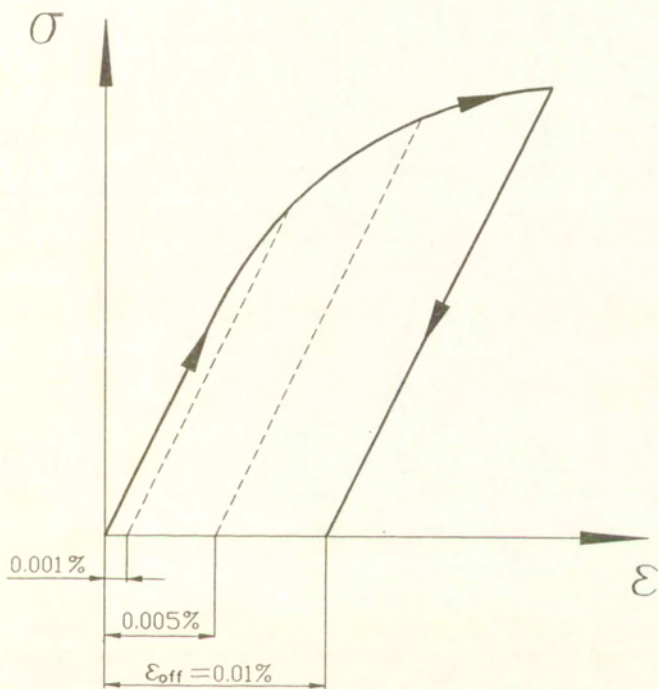
- a) metodę z użyciem wielu próbek, w której każdy punkt powierzchni reprezentujący określony stan naprężenia wyznaczany jest na jednej próbce,
- b) metodę sekwencyjną z wykorzystaniem jednej próbki poprzez kolejne jej obciążanie w celu uzyskania zadanego odkształcenia trwałego (tzw. offsetu) dla kolejnych kierunków określonych w przestrzeni naprężeń (σ , τ) przeciwnie lub zgodnie z ruchem wskazówek zegara,
- c) metodę naprzemienną z wykorzystaniem jednej próbki poprzez obciążanie jej do zadanego offsetu stosując kolejność obciążeń różniących się kierunkiem w

przestrzeni naprężeń (σ , τ) o kąt 180° , tj. przykładowo najpierw obciążanie w kierunku rozciągania a następnie ściskanie, itp.

Zgodnie z obserwacjami eksperymentalnymi najlepsze wyniki jakościowe daje metoda wyznaczania powierzchni plastyczności z wykorzystaniem wielu próbek, ponieważ obraz tak otrzymanej powierzchni nie jest zakłócony poprzez historię kolejnych nakłuć wykonywanych dla wyznaczenia powierzchni przy użyciu jednej próbki. Przeprowadzone badania [26] wykazują jednak, że metody b) i c), w których wykorzystuje się tylko jedną próbkę, mogą być stosowane w doświadczalnej analizie zmian powierzchni plastyczności o ile spełnione są pewne warunki badań, związane zwłaszcza z ograniczeniem wartości plastycznej deformacji jakich doznaje próbka na kolejnych kierunkach obciążania oraz z przyjętą definicją granicy plastyczności. Zaletą tych sposobów jest ich dużo mniejszy koszt i pracochłonność w stosunku do metody a). W niniejszej pracy, ze względu na długotrwałość procesu pełzania stosowanego do wywołania deformacji początkowej w próbkach, do wyznaczania powierzchni plastyczności wykorzystywano metodę naprzemienną.

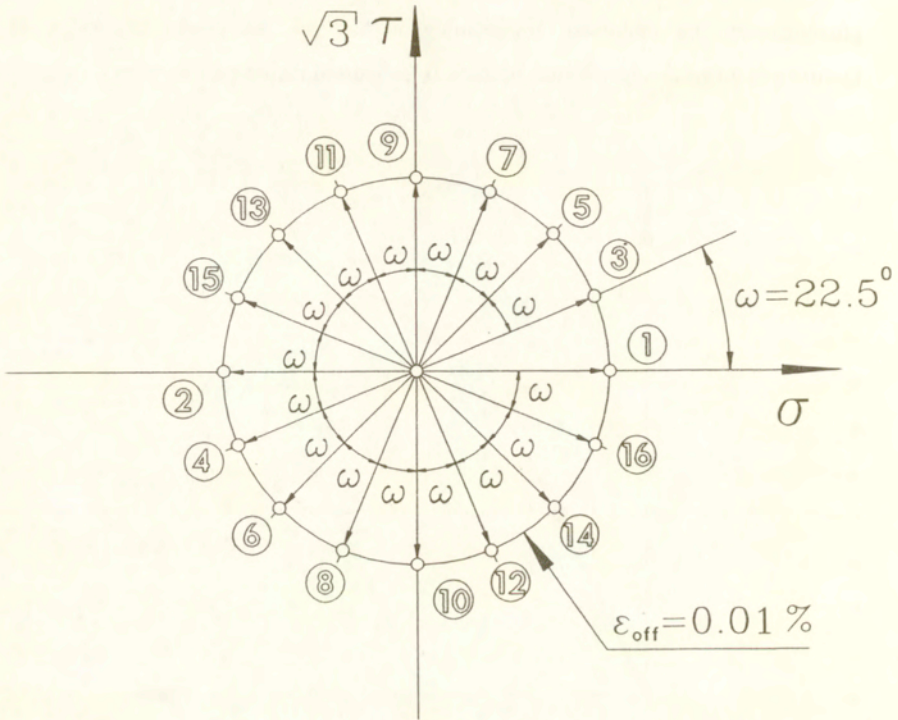
Zgodnie z programem sterującym danym eksperymentem napisanym w kodzie obsługującym INTERFACE maszyny Instron w początkowej fazie obciążania próbki obliczany był moduł sprężystości (E). Obliczenia te przeprowadzono na podstawie punktów doświadczalnych zebranych w ustalonym wcześniej przedziale wartości naprężeń. Proces obciążania próbki zostawał zatrzymany w chwili gdy różnica intensywności odkształceń całkowitych i intensywności odkształceń sprężystych, obliczonych jako iloraz intensywności naprężeń i wyznaczonego wcześniej modułu Younga, przekroczy zadaną wartość (wartość ta wynosiła 0.01 [%]). Po spełnieniu tego warunku następowała zmiana sposobu sterowania maszyną z odkształceń na sterowanie obciążeniami i następował proces odciążania do zerowej wartości siły i momentu skręcającego. Przykładowy wykres procesu obciążania próbki do zadanej wartości intensywności odkształcenia trwałego przedstawiono na Rys.5. Jak już wspomniano w pracy realizowano naprzemienny

sposób wyznaczania punktów doświadczalnych reprezentujących powierzchnię plastyczności dla materiału. Procedura polegała na obciążeniu próbki w 16 kierunkach do zadanego offsetu, zgodnie ze schematem zamieszczonym na Rys.6.



Rys.5 Przebieg procesu nakuwania dla jednego kierunku.

W celu określenia powierzchni plastyczności dla 16 różnych kombinacji siły osiowej i momentu skręcającego wyznaczono w każdym przypadku zależność naprężenie - odkształcenie, Rys.5. Każde kolejne nakłucie realizowano do wartości intensywności odkształceń trwałych równych 0.01 [%]. Składowe stanu



Rys.6 Schemat metody wyznaczania powierzchni plastyczności.

naprężenia zdefiniowano zgodnie z powszechnie stosowanymi wzorami dla powłok cienkościennych w odniesieniu do początkowych wymiarów próbki. Tak więc naprężenie osiowe wyrażono zależnością w postaci:

$$\sigma = \frac{4 \cdot F}{\pi(D_0^2 - d_0^2)}, \quad (1)$$

gdzie

F - siła osiowa,

D₀ - początkowa średnica zewnętrzna próbki na bazie pomiarowej,

d_0 - początkowa średnica wewnętrzna na bazie pomiarowej próbki, natomiast naprężenie styczne odniesione do zewnętrznej średnicy próbki, na której mierzono odkształcenia określono następującym związkiem:

$$\tau = \frac{16 \cdot M_s \cdot D_0}{\pi \cdot (D_0^4 - d_0^4)}, \quad (2)$$

gdzie

M_s - moment skręcający próbkę.

Wartość intensywności naprężenia w rozpatrywanym stanie naprężenia wyrażono znaną zależnością w postaci:

$$\sigma_i = \sqrt{\sigma^2 + 3 \cdot \tau^2}, \quad (3)$$

natomiast wartości intensywności odkształcenia zdefiniowano związkiem uwzględniającym aktualną wartość współczynnika Poissona ν :

$$\varepsilon_i = \sqrt{\varepsilon^2 + \frac{3}{4(1+\nu)^2} \cdot \gamma^2}, \quad (4)$$

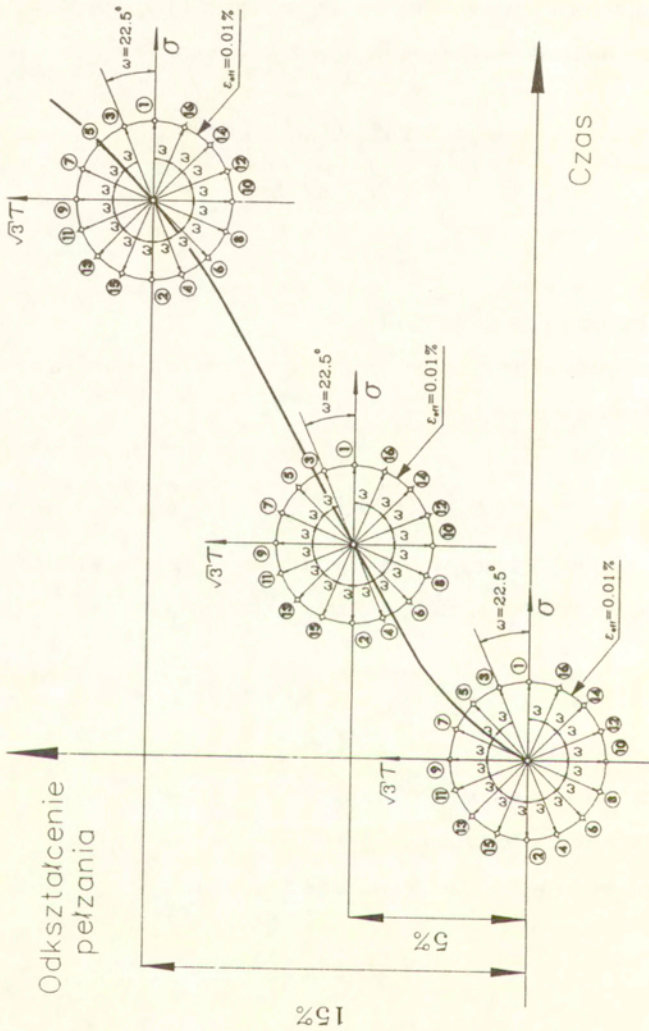
gdzie: ε - odkształcenie osiowe

γ - odkształcenie postaciowe.

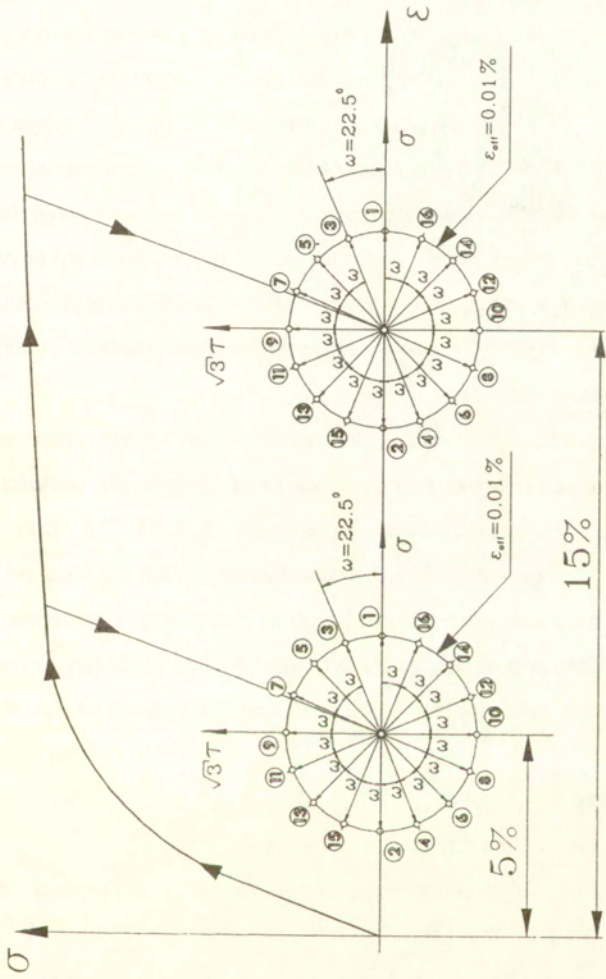
W przypadku $\nu=0.5$ równanie to upraszcza się do postaci:

$$\varepsilon_i = \sqrt{\varepsilon^2 + \frac{1}{3} \gamma^2} \quad (5)$$

Dla badanej miedzi zmierzony doświadczalnie w rozpatrywanym zakresie odkształcenia współczynnik Poissona wynosił 0.35 i stąd do obliczeń intensywności odkształcenia wykorzystywano wzór (4).



Rys.7 Program badań materiału deformowanego wstępnie w procesie pelzania.



Rys.8 Program badań materiału deformowanego wstępnie w standardowej próbie monotonicznego rozciągania.

Drugim etapem badań były testy, w których wprowadzano wstępną deformację poprzez poddanie próbek pelzaniu przy jednoosiowym rozciąganiu w temperaturze 523 K. Proces pelzania prowadzono do z góry założonego odkształcenia trwałego przy poziomie naprężenia 95 [MPa]. Przyjęto dwie wartości odkształceń: 5 i 15 [%], które odpowiadają deformacji uzyskiwanej odpowiednio w zaawansowanej fazie pierwszego okresu pelzania oraz wstępnej fazie trzeciego etapu pelzania. Po tak przeprowadzonej deformacji wstępnej wykonywano badania mające na celu wyznaczenie powierzchni plastyczności, której procedura określania była analogiczna jak dla materiału w stanie nieodkształconym. Schemat tej części programu zamieszczony jest na Rys. 7.

Trzeci etap programu obejmował testy, w których deformację wstępną zadawano drogą monotonicznego obciążania próbek do wartości odkształceń jednakowych jak przy próbach pelzania, tj. 5 i 15 [%]. Cały eksperyment wykonywany był na maszynie wytrzymałościowej Instron i polegał na rozciągnięciu próbek do zadanych wartości odkształcenia, odciążeniu a następnie wyznaczeniu kolejnych punktów powierzchni plastyczności według procedury przedstawionej na Rys. 5. Schemat realizacji tego etapu programu zilustrowano na Rys. 8.

3. Wyniki badań

3.1 Wyniki dla materiału niezdeformowanego

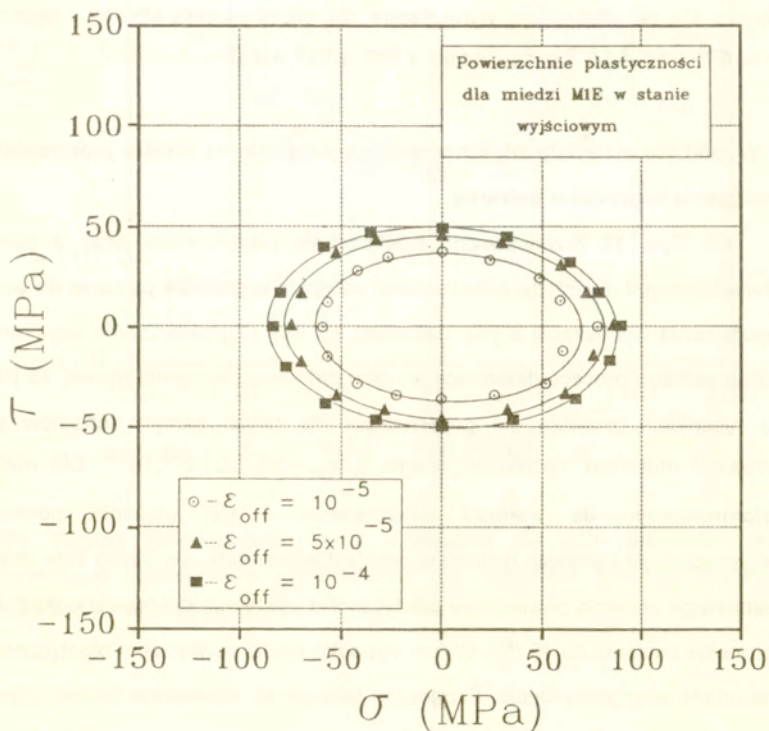
Na Rys. 9 przedstawiono powierzchnie plastyczności dla materiału niezdeformowanego dla trzech różnych wartości offsetu: $\epsilon_{off} = 10^{-5}, 5 \cdot 10^{-5}, 10^{-4}$, pokazanych również na Rys.5. Aproksymację punktów doświadczalnych uzyskano z obliczeń wartości współczynników występujących w równaniu elipsy [26] o następującej postaci:

$$A\sigma^2 + 2B\sigma\tau + C\tau^2 + 2D\sigma + 2E\tau = 1 \quad (6)$$

Równanie to stanowi postać roboczą anizotropowego warunku plastyczności dla szczególnego przypadku płaskiego stanu naprężenia wyrażonego związkiem [33]:

$$F(\sigma_{ij}) = \frac{1}{YZ} \sigma^2 - 2k_{16} \sigma \tau + \frac{1}{RP} \tau^2 + \left(\frac{1}{Y} - \frac{1}{Z} \right) \sigma + \left(\frac{1}{R} - \frac{1}{P} \right) \tau = 1, \quad (7)$$

gdzie Y, Z, R, P oznaczają granice plastyczności przy odpowiednio rozciąganiu, ściskaniu, ścinaniu dla dodatnich τ i ścinaniu dla ujemnych τ (w przypadku Z, P są to wartości bezwzględne granic plastyczności), natomiast k_{16} oznacza współczynnik anizotropii związany z obrotem powierzchni.



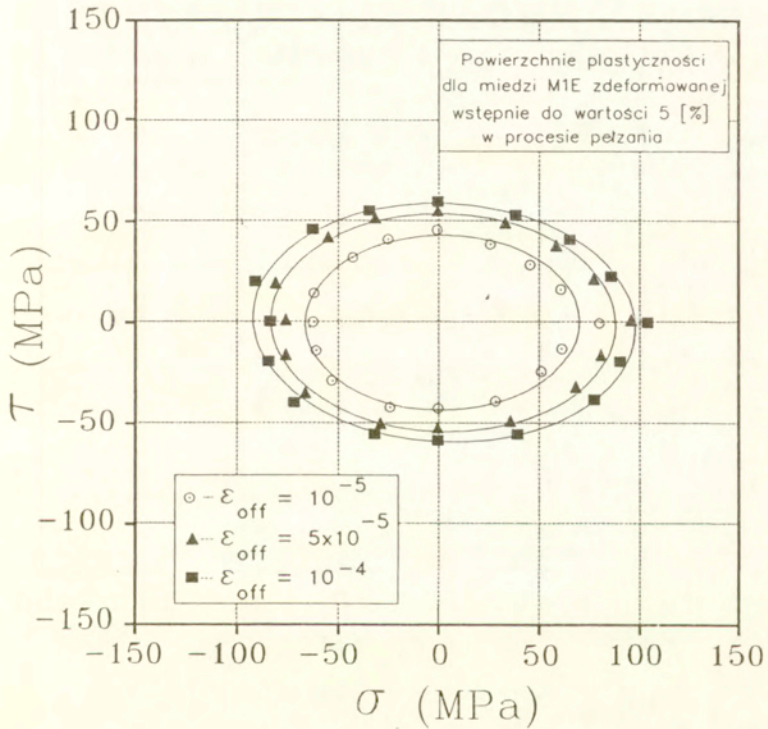
Rys.9. Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności dla materialu w stanie wyjściowym.

Wartości współczynników A, B, C, D, E w równaniu (6) obliczono w taki sposób aby suma kwadratów odległości punktów doświadczalnych od krzywej aproksymacji osiągała minimalną wartość. Offset 10^{-4} odpowiadał największemu odkształceniu przy wyznaczaniu powierzchni plastyczności i wynikał z wartości deformacji trwałej uzyskanej doświadczalnie przez odciążanie. Pozostałe offsety stanowią wartości pośrednie, które zostały przyjęte w celu przeanalizowania kształtu i wymiarów powierzchni odpowiadających mniejszym deformacjom plastycznym. Stosunek osi elipsy dla kierunku ściskanie-rozciąganie i kierunku skręcanie dodatnie - skręcanie ujemne dla wszystkich trzech definicji powierzchni z dużą dokładnością pokrywa się ze stosunkiem wynikającym dla elipsy Hubera-Misesa i wynosi dla $\varepsilon_{off} = 10^{-5}, 5 \cdot 10^{-5}, 10^{-4}$ odpowiednio: 1.797, 1.737, 1.737.

3.2 Wyniki dla materiału zdeformowanego wstępnie na drodze jednoosiowego rozciągania w procesie pełzania

Na Rys. 10 przedstawiono powierzchnie plastyczności wraz z punktami doświadczalnymi dla miedzi odkształconej wstępnie w procesie pełzania do wartości odkształcenia wynoszącej 5 [%], natomiast na Rys.11 powierzchnie uzyskane dla takiego samego procesu deformacji ale przy deformacji wstępnej równej 15 [%]. Na obu rysunkach znajdują się powierzchnie dla takich samych offsetów jak w przypadku materiału nieodkształconego, tj. $\varepsilon_{off} = 10^{-5}, 5 \cdot 10^{-5}, 10^{-4}$. Dla materiału zdeformowanego do wartości odkształcenia 5 [%] ułożenie powierzchni plastyczności dla kolejnych definicji offsetu jest współśrodkowe. Nieco inny charakter wzajemnego ułożenia powierzchni plastyczności występuje dla miedzi odkształconej w procesie pełzania do 15 [%]. W tym wypadku środki powierzchni plastyczności są przesunięte względem siebie. Przyjmując jako punkt odniesienia środek elipsy dla najmniejszego offsetu, kolejne środki elips wraz ze wzrostem offsetu uległy przesunięciu w kierunku rozciągania. Pojawia się też wyraźny obrót powierzchni

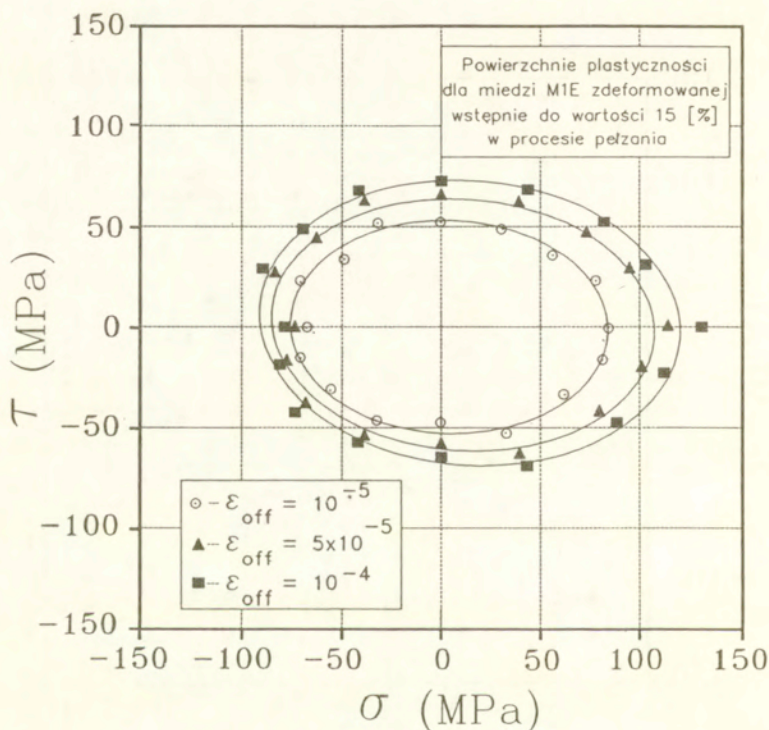
plastyczności o kąt około 1.5° , który jest raczej związany z wpływem kumulacji odkształceń trwałych w procesie wyznaczania powierzchni plastyczności. Takie usytuowanie



Rys.10 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności dla materiału zdeformowanego do wartości 5 [%] w procesie pełzania.

powierzchni plastyczności wskazuje, że zaawansowany proces pełzania (początek trzeciego etapu) prowadzi do anizotropii badanego materiału, widocznej zwłaszcza na kierunku wstępnej deformacji. Charakterystyczny jest fakt, że nie obserwuje się

takiego efektu gdy proces pełzania wywołującego trwale odkształcenie odpowiada jego niemal ustalonymu stadium .

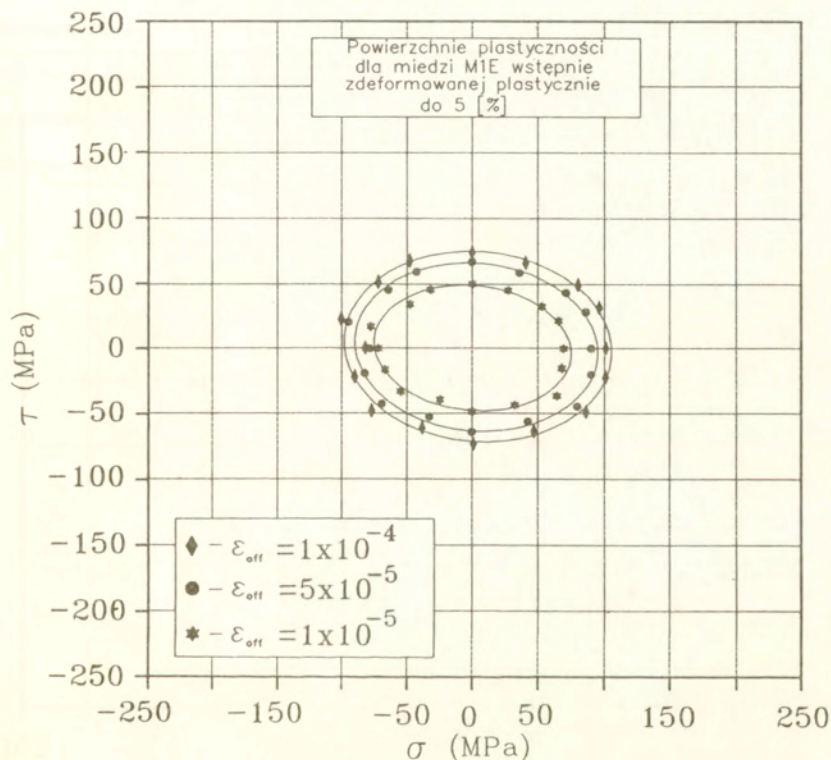


Rys.11 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności dla materialu zdeformowanego do wartości 15 [%] w procesie pełzania.

3.3 Wyniki dla materialu zdeformowanego wstępnie na drodze jednoosiowego rozciągania w procesie monotonicznego obciążania

Rezultaty testów, w których deformację wstępną zadawano w temperaturze pokojowej na drodze monotonicznego jednoosiowego rozciągania przedstawione są na Rys. 12 i Rys. 13 odpowiednio dla deformacji początkowej wynoszącej 5 i 15 [%].

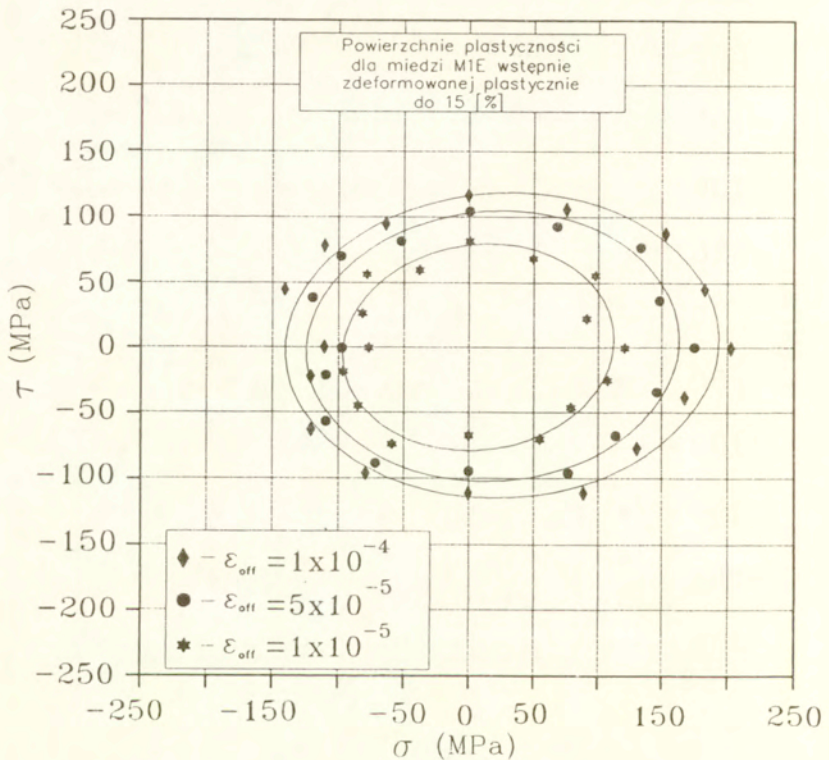
Podobnie jak w paragrafie 3.2 na obu rysunkach zamieszczono punkty doświadczalne uzyskane dla trzech wartości offsetu $\epsilon_{off} = 10^{-5}, 5 \cdot 10^{-5}, 10^{-4}$.



Rys.12 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności dla materiału zdeformowanego do wartości 5 [%] w procesie monotonicznego rozciągania.

Punkty doświadczalne aproksymowano elipsami analogiczną metodą jak opisano to w paragrafie 3.1. Wzajemne ułożenie elips o różnych definicjach offsetu jest, dla przypadku wstępnej deformacji 5 [%], tylko trochę odbiegające od współśrodkowego. Wyraźny efekt umocnienia anizotropowego na skutek wstępnej deformacji plastycznej widoczny jest dla miedzi odkształconej do wartości 15 [%]. Efekt ten

wyraża się przesunięciem środka powierzchni plastyczności dla offsetu 10^{-4} względem środka powierzchni dla najmniejszego offsetu 10^{-5} .

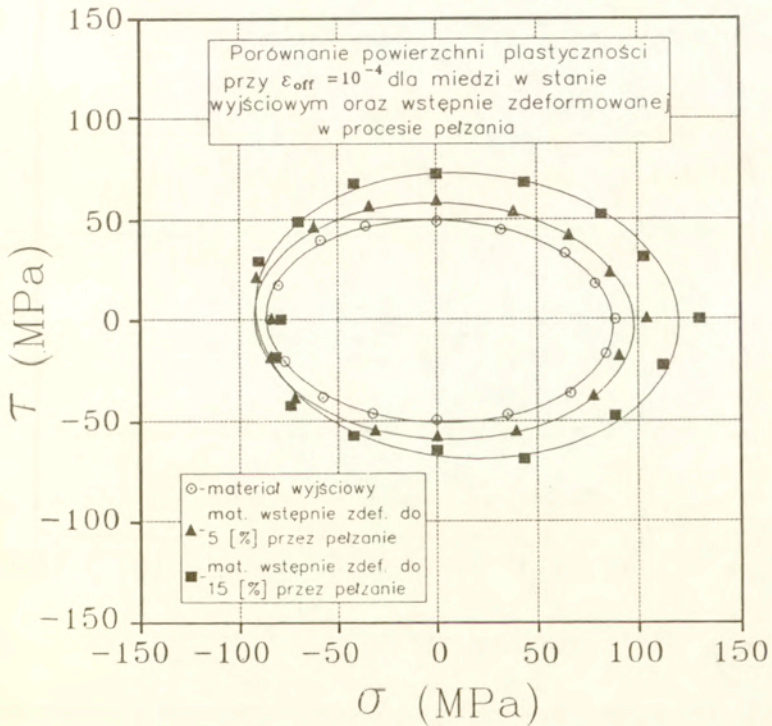


Rys.13 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności dla materiału zdeformowanego do wartości 15 [%] w procesie monotonicznego rozciągania.

W dalszych paragrafach omówione zostaną porównania kształtu i wymiarów powierzchni plastyczności w zależności od typu materiału, tj. nieodkształconego lub zdeformowanego wstępnie za pomocą różnego rodzaju procesów deformacyjnych.

4. Analiza rezultatów doświadczalnych

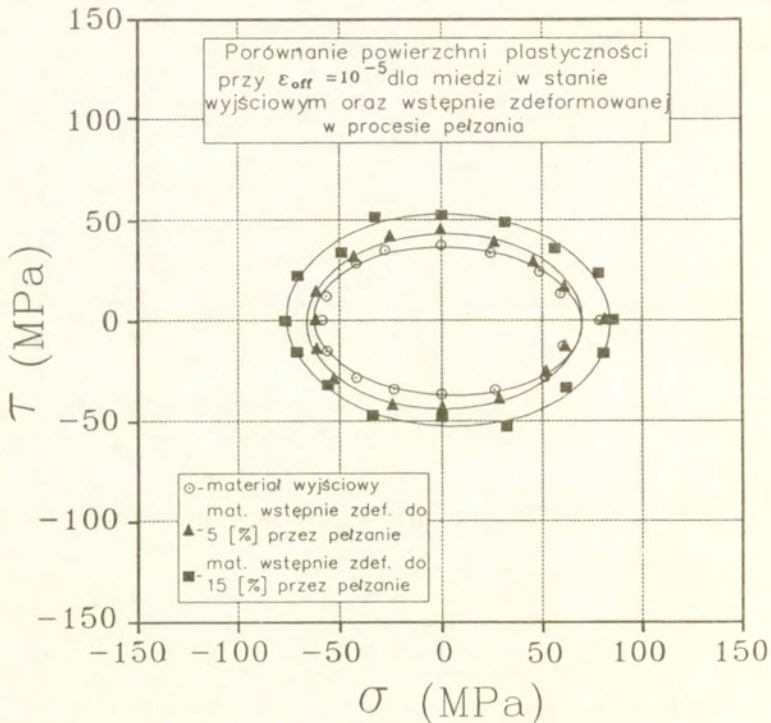
Aby uzyskać wizualny efekt wpływu wstępnej deformacji na powierzchnię plastyczności sporządzono diagramy przedstawiające powierzchnie plastyczności o zadanych offsecie dla materiału o różnym stopniu deformacji jak i różnych typach deformacji. Na Rys.14 pokazano porównanie powierzchni dla offsetu 10^{-4} dla miedzi nieodkształconej oraz poddanej wstępnej deformacji w procesie pełzania do wartości odkształceń 5 i 15 [%].



Rys.14 Porównanie początkowej powierzchni plastyczności z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie w procesie pełzania do wartości odkształcenia 5 i 15 [%] przy definicji granicy plastyczności 10^{-4} .

Jak widać materiał na skutek wstępnej deformacji uległ umocnieniu w stosunku do materiału w stanie wyjściowym. W przypadku deformacji początkowej wynoszącej

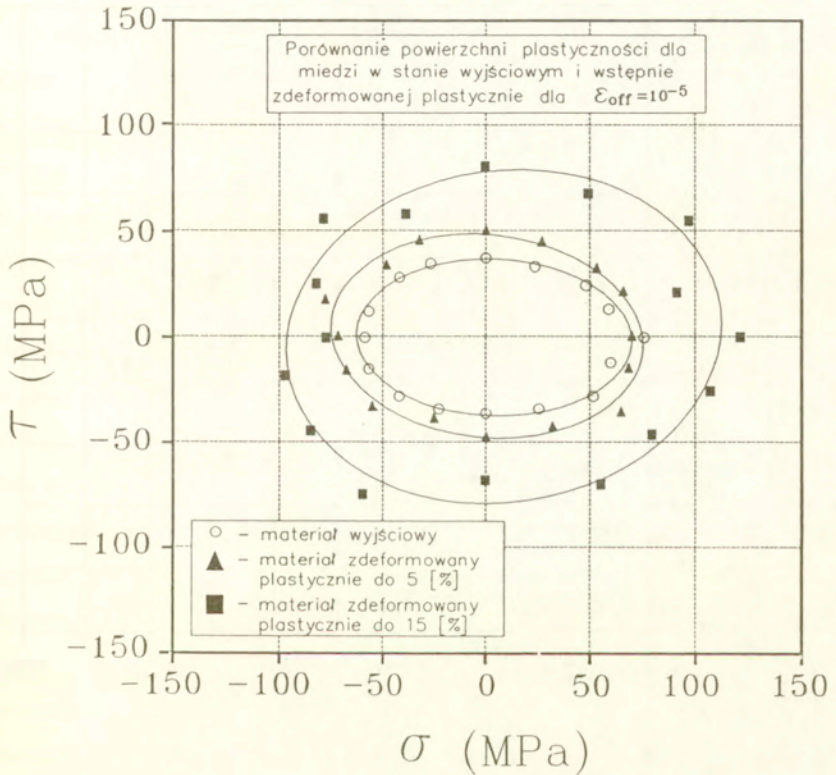
5[%] efekt umocnienia jest nieznaczny i ma charakter izotropowy, tj. powierzchnia dla tak odkształconego materiału nie zmieniła położenia swojego środka, a jedynie regularnie zwiększyły się jej wymiary. W przypadku materiału odkształconego przy pełzaniu do 15 [%] oprócz efektu izotropowego pojawił się



Rys.15 Porównanie początkowej powierzchni plastyczności z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie w procesie pełzania do wartości odkształcenia 5 i 15 [%] przy definicji granicy plastyczności 10^{-5} .

również efekt umocnienia kinematycznego, tj. przesunięcia powierzchni w kierunku zgodnym z kierunkiem wstępnego pełzania. Stopień umocnienia materiału odkształconego do wartości 15 [%] jest, pomimo osiągnięcia trzeciego etapu

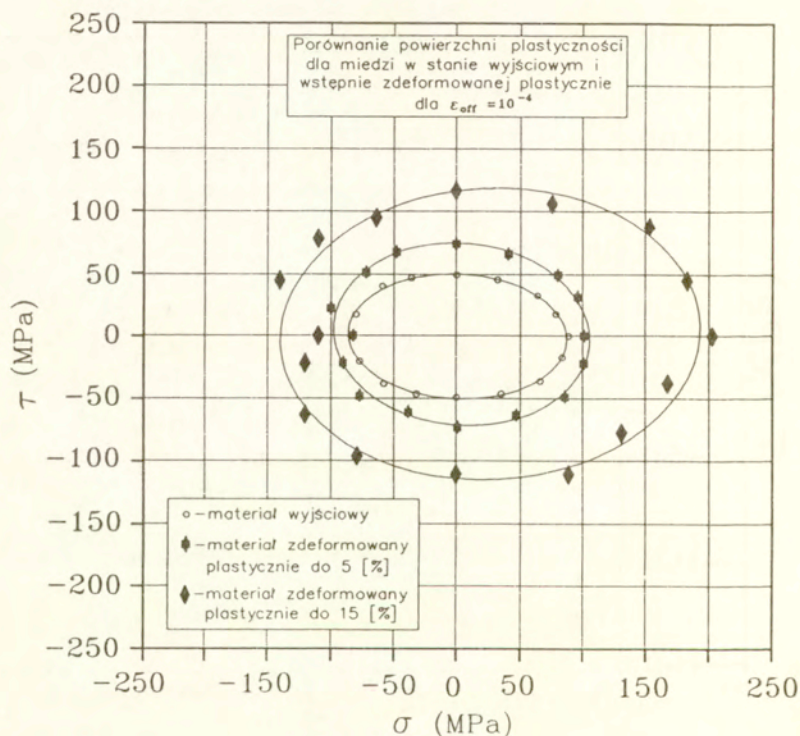
pelzania, większy niż dla materiału odkształconego do wartości 5 [%]. Efektu umocnienia kinematycznego nie daje się jednak zaobserwować przy porównaniu powierzchni plastyczności dla offsetu 10^{-5} , Rys.15. W tym wypadku obraz umocnienia miedzi ma charakter wyłącznie izotropowy.



Rys.16 Porównanie początkowej powierzchni plastyczności z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie w procesie monotonicznego rozciągania do wartości odkształcenia 5 i 15 [%] przy definicji granicy plastyczności 10^{-5} .

Podobne wykresy skonstruowano w celu porównania powierzchni dla materiału nieodkształconego z powierzchniami dla miedzi zdeformowanej drogą

monotonicznego obciążania do wartości odkształceń 5 i 15 [%]. Zamieszczone są one na Rys. 16 i Rys. 17 odpowiednio dla offsetów 10^{-5} i 10^{-4} . W przypadku rezultatów dla offsetu 10^{-5} dominuje efekt umocnienia izotropowego, natomiast efekt kinematyczny jest dla obu wartości wstępnej deformacji znikomy.

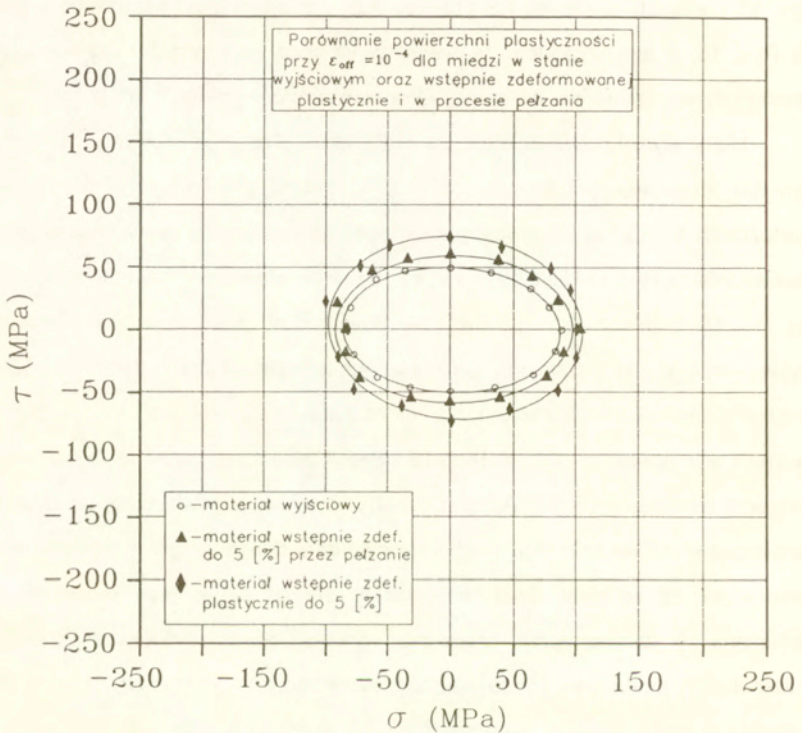


Rys.17 Porównanie początkowej powierzchni plastyczności z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie w procesie monotonicznego rozciągania do wartości odkształcenia 5 i 15 [%] przy definicji granicy plastyczności 10^{-4} .

Warto także zwrócić uwagę na fakt, że dla 15-procentowej deformacji początkowej stopień umocnienia materiału jest znacznie większy niż dla 5-procentowej co odróżnia te wyniki od rezultatów uzyskanych dla testów z deformacją wstępną

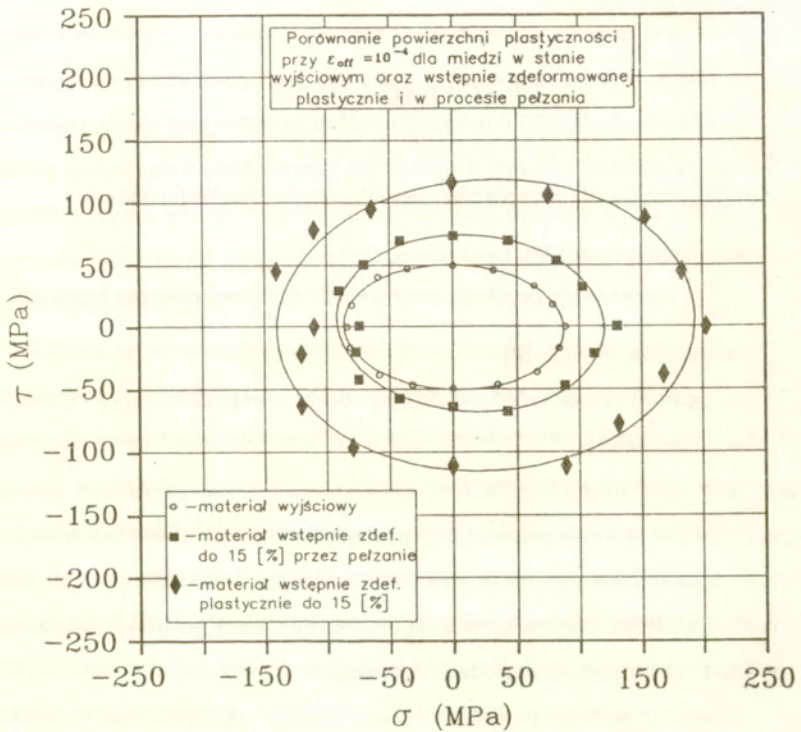
zadawaną w procesie pełzania, gdzie różnica w umocnieniu nie była aż tak istotna. Wniosek ten dotyczy również wyników dla offsetu 10^{-4} , które prezentowane są na Rys. 17. Rezultaty pokazane na tym rysunku nie różnią się w zasadzie od wyników na Rys. 16, z tym wyjątkiem że wyraźnie uwidoczniony został efekt umocnienia kinematycznego materiału wstępnie odkształconego do wartości 15 [%].

Mając wyniki doświadczalne dla materiału w stanie wyjściowym oraz dla tego samego materiału poddanego różnym historiom deformacji o jednakowych wartościach 5 i 15 [%] warto jest porównać je na jednym diagramie. Ilustracją tego porównania są Rys.18 i Rys.19, na których zaprezentowano wyniki dla offsetu 10^{-4} . Na Rys.18 zamieszczono porównanie powierzchni plastyczności dla materiału wyjściowego z powierzchniami dla materiału odkształconego do wartości 5[%] w drodze monotonicznego rozciągania w temperaturze pokojowej oraz w procesie pełzania w temperaturze 523 K. Rys. 19 stanowi takie samo porównanie dla wartości wstępnej deformacji 15 [%]. Analiza kształtu i wymiarów powierzchni plastyczności zamieszczonych na tych rysunkach prowadzi do jednego zasadniczego wniosku, a mianowicie że wstępna deformacja plastyczna uzyskana przy monotonicznym obciążaniu w temperaturze otoczenia wywiera znacznie większe umocnienie materiału niż jednakowa co do wartości deformacja trwała zadawana w procesie pełzania w podwyższonej temperaturze. Z fizycznego punktu widzenia wynik taki można zinterpretować analizując mechanizmy towarzyszące procesom prowadzonych wstępnych deformacji w miedzi. Wstępna deformacja materiału wywołana drogą monotonicznego obciążania próbek w temperaturze pokojowej powoduje wzmocnienie materiału, które związane jest ze zmniejszeniem gęstości ruchomych dyslokacji hamowanych na różnego rodzaju przeszkodach. Im większa wartość wprowadzonej deformacji tym mniejsza gęstość ruchomych dyslokacji a tym samym większe wzmocnienie.



Rys.18 Porównanie początkowej powierzchni plastyczności z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie do wartości odkształcenia 5[%] w procesie pełzania i w procesie monotonicznego rozciągania przy definicji granicy plastyczności odpowiadającej offsetowi 10^{-4} .

W przypadku wywoływania deformacji trwałej w procesie pełzania oprócz mechanizmu wzmocnienia występuje aktywowany termicznie proces zdrowienia, który powoduje uaktywnianie zablokowanych dyslokacji poprzez np. wspinanie dyslokacji krawędziowych. Proces ten związany jest z podwyższoną temperaturą,



Rys.19 Porównanie początkowej powierzchni plastyczności z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie do wartości odkształcenia 15[%] w procesie pełzania i w procesie monotonicznego rozciągania przy definicji granicy plastyczności odpowiadającej offsetowi 10^{-4} .

która wywołuje uaktywnienie dodatkowych płaszczyzn poślizgu. Warto wspomnieć w tym miejscu, że eksperyment wprowadzania deformacji wstępnej wykonywany był w temperaturze 523 K (zatem niższej niż temperatura rekrytalizacji miedzi), która nie powodowała przebudowy strukturalnej materiału a tym samym efekt zdrowienia nie był zakłócany przez zjawisko wzrostu wymiaru ziarna. Gittus [35] zaproponował zależność na prędkość zmiany gęstości ruchomych dyslokacji wiążącą jednocześnie

występujące w procesie pełzania mechanizmy wzmocnienia i zdrowienia w następującej postaci:

$$d\rho = \left(\frac{\partial\rho}{\partial t}\right)_h d\varepsilon + \left(\frac{\partial\rho}{\partial t}\right)_r dt, \quad (8)$$

gdzie

$\left(\frac{\partial\rho}{\partial t}\right)_h$, reprezentuje prędkość unieruchamiania dyslokacji podczas

umacniania materiału, ($= -\lambda\dot{\varepsilon}(\rho - \rho_w)$)

$\left(\frac{\partial\rho}{\partial t}\right)_r$, reprezentuje prędkość uruchamiania dyslokacji podczas procesu

zdrowienia, ($= \gamma(\rho_0 - \rho)$)

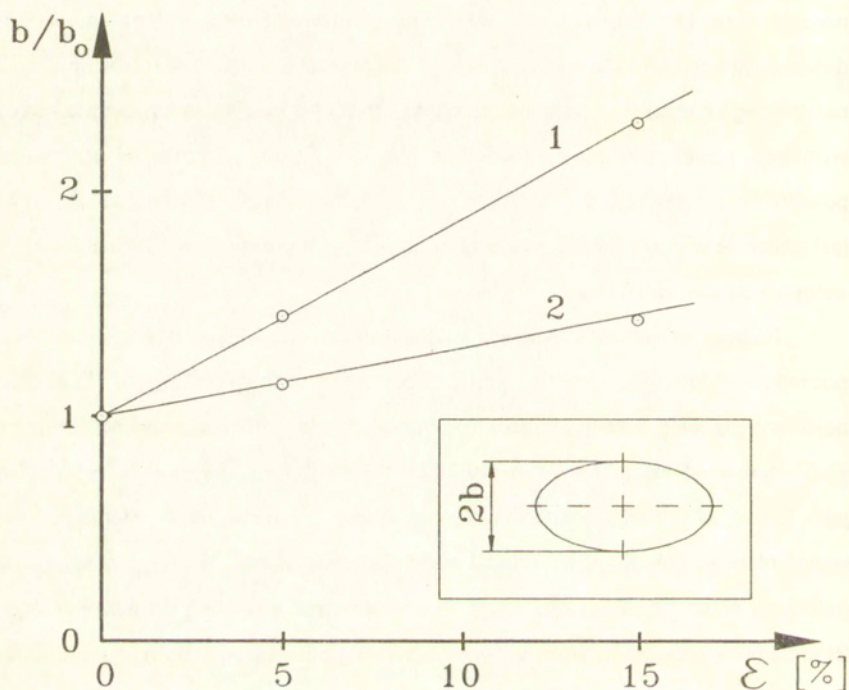
ρ - gęstość ruchomych dyslokacji, ρ_w - dolna asymptota dla ρ , ρ_0 - górna asymptota dla ρ .

Zgodnie z tym równaniem widać, że wzmocnienie dla przypadku deformacji wywoływanej w procesie pełzania przy podwyższonej temperaturze jest mniejsze od wzmocnienia uzyskanego na drodze monotonicznego obciążania. W tym bowiem przypadku materiał doznaje termicznego osłabienia, które powoduje odblokowanie części spiętrzonych na przeszkodach dyslokacji.

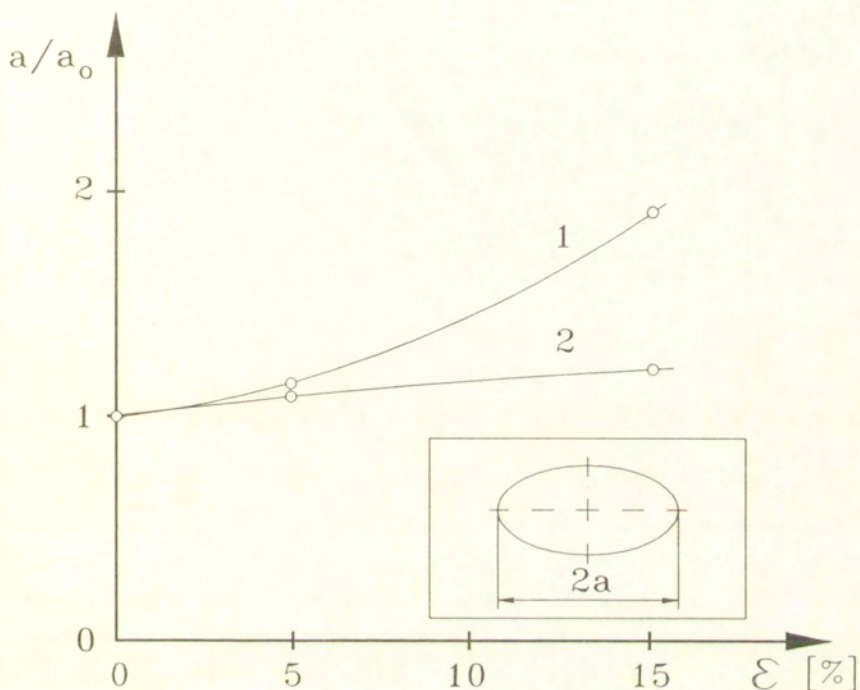
Charakter ewolucji powierzchni plastyczności rozpatrywanego materiału dla obu rodzajów wstępnego odkształcenia jest podobny, tj. powierzchnie plastyczności materiału zdeformowanego wykazują przede wszystkim efekt wzmocnienia izotropowego oraz w niewielkim stopniu wzmocnienie kinematyczne, obserwowane dla największego przyjętego offsetu. Porównując rezultaty z Rys.18 i z Rys.19 można zauważyć, że stopień umocnienia materiału odkształconego wstępnie przez pełzanie względem umocnienia dla materiału zdeformowanego w zwykłej próbie rozciągania zmienia się wraz ze wzrostem czasu próby pełzania. Różnica w wymiarach powierzchni plastyczności dla materiału zdeformowanego wstępnie dla obu typów deformacji przy wartości odkształcenia 5 [%] jest stosunkowo niewielka i wynika z termicznego osłabienia materiału wstępnie poddanego pełzaniu, które spowodowało odblokowanie części spiętrzonych na przeszkodach dyslokacji.

Podobna sytuacja występuje także dla materiału odkształconego do wartości 15 [%]. W tym wypadku proces pełzania osiągnął swoje trzecie stadium, dla którego została naruszona na korzyść osłabienia wzajemna równowaga mechanizmu umocnienia deformacyjnego i termicznego osłabienia występująca w ustalonym okresie pełzania osiągniętego niemal przy wstępnej deformacji równej 5 [%]. Wynika to z porównania wymiarów powierzchni plastyczności na Rys.18 i Rys.19. Różnica w wymiarach powierzchni uzyskanych po 15-procentowej wstępnej deformacji (dla obu jej typów) jest znacznie większa niż dla powierzchni uzyskanych dla materiału odkształconego wstępnie do wartości 5 [%].

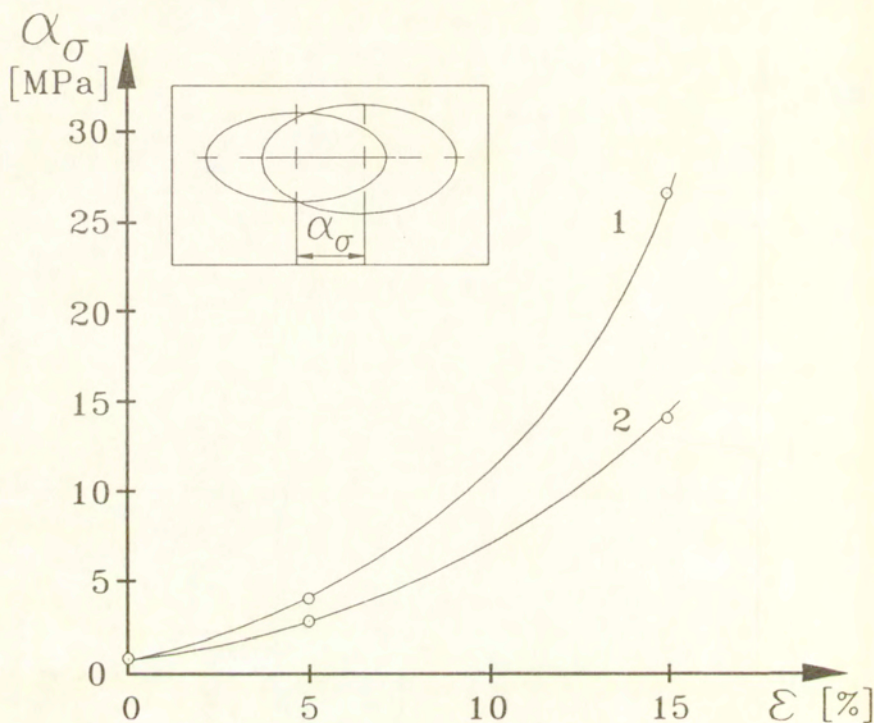
Różnice w wymiarach powierzchni plastyczności w zależności od wartości początkowej deformacji oraz jej typu prezentowane są na Rys. 20-23. Na Rys.20 pokazano przebieg zmiany wymiaru małej pólki powierzchni plastyczności (kierunek skręcania) w odniesieniu do wymiaru tej pólki dla materiału w stanie wyjściowym jako funkcji wielkości deformacji wstępnej. Przez "1" oznaczono przebieg zmian wspomnianego parametru dla miedzi wstępnie odkształconej w próbie rozciągania, natomiast przez "2" dla miedzi wstępnie zdeformowanej w procesie pełzania. Rys. 21 przedstawia przebieg zmiany wymiaru wielkiej pólki powierzchni plastyczności (kierunek rozciągania) w odniesieniu do wymiaru tej pólki dla materiału nieodkształconego (oznaczenia na tym rysunku są analogiczne jak na Rys.20). Oba powyższe rysunki stanowią ilustrację stopnia wzmocnienia dla badanego materiału. Z kolei Rys. 22 pokazuje stopień wzmocnienia kinematycznego, tj. parametr przesunięcia środka powierzchni plastyczności wzdłuż osi rozciągania odpowiadającej kierunkowi wstępnej deformacji w funkcji jej wielkości. Przesunięcie to wzdłuż osi skręcania było pomijalnie małe. Na wszystkich trzech prezentowanych diagramach stopień umocnienia materiału uzyskany przez zadawanie wstępnej deformacji drogą monotonicznego obciążania znacznie przewyższa stopień umocnienia uzyskany przy deformacji poprzez pełzanie w podwyższonej temperaturze.



Rys.20 Wykresy przebiegu zmian stosunku b/b_0 w funkcji wielkości deformacji wstępnej. Wielkość b oznacza wymiar małej półosi elipsy reprezentującej powierzchnię plastyczności, b_0 oznacza wymiar tej półosi dla pierwotnej powierzchni plastyczności. Przez "1" oznaczono wyniki dla materiału odkształconego w procesie monotonicznego rozciągania, przez "2" wyniki dla materiału odkształconego przez rozciąganie w warunkach pełzania.

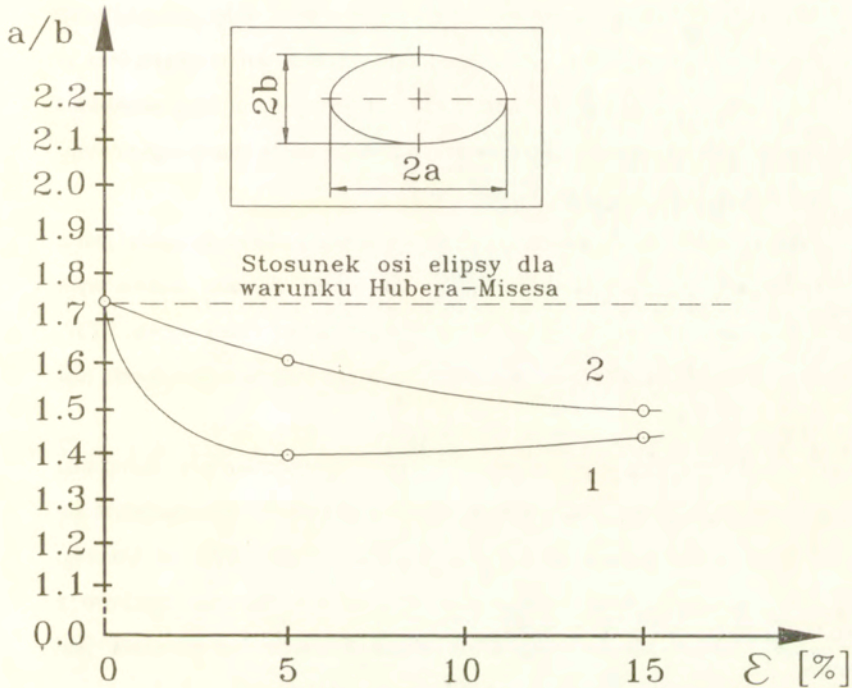


Rys.21 Wykresy przebiegu zmian stosunku a/a_0 w funkcji wielkości deformacji wstępnej. Wielkość a oznacza wymiar wielkiej półosi elipsy reprezentującej powierzchnię plastyczności, a_0 oznacza wymiar tej półosi dla pierwotnej powierzchni plastyczności. Przez "1" oznaczono wyniki dla materiału odkształconego w procesie monotonicznego rozciągania, przez "2" wyniki dla materiału odkształconego przez rozciąganie w warunkach pełzania.



Rys.22 Zależność przesunięcia środka powierzchni plastyczności od wielkości wstępnej deformacji plastycznej wywołanej przez jednoosiowe monotoniczne rozciąganie w temperaturze otoczenia (1) i przez rozciąganie w warunkach pełzania (2).

Ciekawą ilustracją otrzymanych wyników jest wykres zamieszczony na Rys.23. Przedstawia on przebieg zmian stosunku wymiaru półosi wielkiej do wymiaru półosi małej powierzchni plastyczności jako funkcji wielkości deformacji wstępnej.



Rys.23 Przebieg zmian stosunku wielkiej (a) i małej (b) półosi elips reprezentujących powierzchnie plastyczności w zależności od wielkości deformacji wstępnej zadawanej przez monotoniczne rozciąganie miedzi w temperaturze otoczenia (1) oraz przez rozciąganie w warunkach pełzania przy podwyższonej temperaturze (2).

Wyniki dla materiału odkształconego wstępnie w zwykłej próbie rozciągania oznaczono przez "1", natomiast dla materiału zdeformowanego w procesie pełzania przez "2". Dodatkowo linią przerywaną oznaczono wartość wspomnianego stosunku odpowiadającą powierzchni plastyczności spełniającej warunek plastyczności Hubera-Misesa. Jak widać powierzchnia plastyczności dla materiału w stanie wyjściowym spełnia dość dokładnie ten warunek, natomiast powierzchnie dla materiału zdeformowanego wykazują wyraźne cechy anizotropii plastycznej.

5. Wnioski końcowe

W pracy przedstawiono eksperymentalną analizę wpływu wstępnej deformacji miedzi, zadawanej poprzez proces pełzania w podwyższonej temperaturze oraz w standardowej próbie rozciągania w temperaturze pokojowej, na zmianę wielkości i położenia powierzchni plastyczności otrzymanej dla materiału w stanie wyjściowym. Przeprowadzone badania i ich analiza wykazały, że

1. Początkowa powierzchnia plastyczności badanej w pracy starzonej miedzi jest z wystarczającą dla celów technicznych dokładnością opisana izotropowym warunkiem Hubera-Misesa. Stosunek wielkiej i małej osi tej elipsy wynosi 1,737, a przesunięcie środka elipsy względem początku układu współrzędnych jest pomijalnie małe.
2. Wstępna deformacja plastyczna powstała przy monotonicznym obciążaniu powoduje nierównomierne powiększenie osi elipsy w kierunku pokrywającym się z kierunkiem wstępnego obciążania i w kierunku prostopadłym do kierunku wstępnego obciążania oraz przesunięcie jej środka w kierunku zgodnym z kierunkiem deformacji wstępnej. Efekt kinematycznego wzmocnienia jest zauważalny dopiero przy większej wartości wstępnej deformacji.
3. Wstępna deformacja plastyczna powstała przy pełzaniu pod stałym obciążeniem w podwyższonej temperaturze powoduje również nierównomierne powiększenie osi elipsy w obu kierunkach oraz przesunięcie jej środka w kierunku wstępnej deformacji trwałej, ale w mniejszym stopniu niż w przypadku takiej samej co do wartości deformacji plastycznej przy monotonicznym obciążaniu w temperaturze pokojowej. Taki efekt związany jest z podwyższoną temperaturą towarzyszącą procesowi pełzania, która powoduje dodatkową obróbkę termiczną materiału.
4. Mimo znacznych różnic bezwzględnych wymiarów powierzchni plastyczności po takiej samej trwałej deformacji realizowanej przy pełzaniu lub monotonicznym obciążaniu wartość stosunku wielkiej i małej osi elipsy dąży do tej samej wartości przy dostatecznie dużej deformacji plastycznej dla tych dwóch sposobów obciążania wstępnego.

6. Podziękowania

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

7. Spis literatury

1. R.N. Wilson, The Influence of 3% Prestrain on the Creep Strength of Al-2.5% Cu-1.2% Mg Alloys at 150 C, *Journal of the Institute of Metals*, 101, 188-196, 1973.
2. R.T. Marlin, F. Cosandey, J.K. Tien, The Effect of Predeformation on the Creep and Stress Rupture of an Oxide Dispersion Strengthened Mechanical Alloy, *Metallurgical Transactions A*, 11A, 1771-1775, 1980.
3. M.C. Pandey, A.K. Mukherjee, D.M.R. Taplin, Prior Deformation Effects on Creep and Fracture in Inconel Alloy X-750, *Metallurgical Transactions A*, 15A, 1437-1441, 1984.
4. Y. Ohashi, M. Kawai, T. Momose, Effects of Prior Plasticity on Subsequent Creep of Type 316 Stainless Steel at Elevated Temperature, *J. Eng. Mat. Tech.*, 108, 68-74, 1986.
5. Z. Xia, F. Ellyin, An Experimental Study on the Effect of Prior Plastic Straining on Creep Behavior of 304 Stainless Steel, *J. Eng. Mat. Tech.*, 115, 200-203, 1993.
6. H. J. Tipler, R. K. Varna, The Effect of Prior Room Temperature Deformation on Creep Rupture and Cavitation of 1/2Cr - 1/2Mo - 1/4V Steels of Commercial and High Purity, *3rd Int. Conf. Mech. Beh. Mat. Cambridge*, 2, 321 - 329, 1979.
7. M. Waniewski, The Influence of Direction and Value of Plastic Prestrain on Steady - State Creep Rate Using the Combined Isotropic - Kinematic Hardening Rule, *Eng. Trans.*, 32, 523 - 535, 1984.
8. D.W.A. Rees, Effects of Plastic Prestrain on the Creep Of Aluminium Under Biaxial Stress, in: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Eds. B. Wilshire, D.R. Owen, *Proc. of Int. Conf.*, Swansea 1981, Pineridge Press, 559-572, 1981.
9. Z. Kowalewski, Creep behavior of copper under plane stress state, *Int. Journal of Plasticity*, 7, 387-404, 1991.
10. Z. Kowalewski, The influence of deformation history on creep of pure copper, in: *Creep in Structures*, *Proc. 4th IUTAM Symp.*, Cracow 1990, Ed. Życzkowski M., Springer-Verlag, 115-122, 1991.
11. W.A. Trąmpczyński, The Influence of Cold Work on the Creep of Copper Under Biaxial States of Stress, *Acta Metall.*, 30, 1035-1041, 1982.
12. D.W.A. Rees, Effects of plastic prestrain on the creep of aluminium under biaxial stress, in: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, eds. B. Wilshire, D.R.J. Owen, Pineridge Press, Swansea, 1981, 559-572.

13. W. Szczepiński, On the Effect of Plastic Deformation on Yield Condition, Arch. Mech, 2, 15, 275-296, 1963.
14. 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, 1-33, 1976.
15. J. F. Williams, N. L. Svensson, Effect of Tensile Prestrain on the Yield Locus of 1100 - F Aluminium, J. Strain Anal., 5, 128 - 139, 1970.
16. J. F. Williams, N. L. Svenson, Effect of Torsional Prestrain on the Yield Locus of 1100 - F Aluminium, J. Strain Anal., 6, 263 - 272, 1971.
17. J. Miastkowski, W. Szczepiński, An Experimental Study of Yield Surfaces of Prestrained Brass, Int. J. Solids and Structures, 1, 189-194, 1965.
18. W. Szczepiński, L. Dietrich, J. Miastkowski, Plastic properties of metals, part one in: Experimental Methods in Mechanics of Solids, PWN - Elsevier, 1990.
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. Tech., 108, 313-320, 1986.
20. W. Szczepiński, J. Miastkowski, An experimental study of the effect of the prestained history on the yield surfaces of an aluminium alloy, 16, 153, 1968.
21. M.R. Winstone, G.F. Harrison, Effects of Overloads and Creep on the Yield Surface of a Nickel-Based Superalloy, in: Techniques for Multi-Axial Creep Testing, Ed. D.J. Gooch and I.M. How, Elsevier Applied Science, London and New York 1986.
22. H.-C. Wu, C.-C. Ho, Strain Hardening of Annealed 304 Stainless Steel by Creep, J. Eng. Mat. Tech., 115, 345-350, 1993.
23. Y. Ohashi, M. Kawai, H. Shimizu, Effects of Prior Creep on Subsequent Plasticity of Type 316 Stainless Steel at Elevated Temperature, J. Eng. Mat. Tech., 105, 257-263, 1983.
24. K. Ikegami, Y. Niitsu, Effect of Creep Prestrain on Subsequent Plastic Deformation, Int. J. Plast., 1, 331-345, 1985.
25. K. Ikegami, An historical perspective of the experimental study of subsequent yield surfaces for metal - parts 1 & 2, P.Soc.Mat.Sci., vol. 4, 1975, 491-505, and vol.24, 1975, 709-719.

26. L. Dietrich, R. Kiryk, G. Socha, M. Śliwowski, Identyfikacja plastycznej anizotropii stopu aluminium, 1994, (w przygotowaniu).
27. A. Phillips, C.S. Liu, J.W. Justusson, An Experimental Investigation of Yield Surfaces at Elevated Temperatures, *Acta Mechanica*, 14, 119-146, 1972.
28. A. Phillips, W. Lu, An Experimental Investigation of Yield Surfaces of Pure Aluminum With Stress-Controlled and Strain-Controlled Paths of Loading, *J. Eng. Mat. Tech.*, 106, 349-354, 1984.
29. K. Mallick, S.K. Samanta, A. Kumar, An Experimental Study of the Evolution of Yield Loci for Anisotropic Materials Subjected to Finite Shear Deformation, *J. Eng. Mat. Tech.*, 113, 192-198, 1991.
30. A. Phillips, J.-L. Tang, M. Ricciuti, Some New Observations on Yield Surfaces, *Acta Mechanica*, 20, 23-39, 1974.
31. A. Phillips, J.-L. Tang, The Effect of Loading Path on the Yield Surface at Elevated Temperatures, *Int. J. Solids Structures*, 8, 463-474, 1972.
32. E. Shiratori, K. Ikegami, K. Kaneko, Plastic Behaviours of Initially Anisotropic Metals After Multi Prestrainings, in: *Colloques internationaux du CNRS No 295 - Comportement Mecanique Des Solides Anisotropes*, 257-272.
33. W. Szczepiński, On Deformation-induced Plastic Anisotropy of Sheet Metals, *Arch. Mech.*, 45, 1, 3-38, 1993.
34. Z. Kowalewski, The influence of constant rate of energy dissipation under creep and its experimental determination, *Arch. Mech.*, 39, 445, 1987.
35. J.H. Gittus, Multiaxial mechanical equation of states for a work-hardening / recovery model of dislocation creep, *Philos. Mag.*, 25, 1233, 1972.