

5.52 — fizyczne i mechaniczne  
własności metali

36/1987

Zbigniew Kowalewski

*Prace doktorskie*

WPLYW

WTÓRNEJ ANIZOTROPII PLASTYCZNEJ

NA PEŁZANIE METALI

W ZŁOŻONYM STANIE NAPRĘŻENIA

36/1987

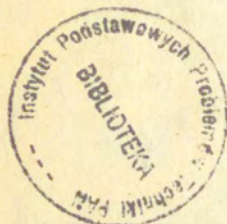


WARSZAWA 1987

ISSN 0208-5658

Rozprawa doktorska

Praca wpłynęła do Redakcji dnia 26 maja 1987 r.



56852



---

Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN

Nakład 170 egz. Ark.wyd. 10,2 Ark.druk. 14,5

Oddano do drukarni w listopadzie 1987 r.

Nr zamówienia 599/87

---

Warszawska Drukarnia Naukowa, Warszawa,  
ul. Śniadeckich 8

Zbigniew Kowalewski  
Zakład Mechaniki  
Ośrodków Ciągłych

WPLYW WTORNEJ ANIZOTROPII PLASTYCZNEJ  
NA PELZANIE METALI  
W ZŁOŻONYM STANIE NAPRĘŻENIA

STRESZCZENIE

W pracy przedstawiono wyniki doświadczeń autora dotyczące pelzania czystej miedzi elektrolitycznej M1E w warunkach podwyższonej temperatury w złożonym stanie naprężenia. Badania prowadzono na nowoczesnej pelzarce wyposażonej w dwa niezależne systemy obciążania umożliwiające badania w stanach naprężenia będących różnymi kombinacjami siły osiowej i momentu skręcającego. Prace eksperymentalne objęły badania wstępne, dotyczące izotropii oraz własności wytrzymałościowych materiału, badania pelzania materiału wyżarzzonego oraz materiału poddanego predeformacji plastycznej.

W efekcie przeprowadzonych doświadczeń wykazano, że badana miedź charakteryzująca się izotropowymi własnościami przy obciążeniach monotonicznie rosnących, wykazywała cechy anizotropii przy pelzaniu wyrażające się niewspółosiowością tensorów naprężenia i prędkości odkształcenia w warunkach pelzania ustalonego. Stwierdzona prawidłowość polegająca na uporządkowanym wzroście ustalonej prędkości pelzania przy zwiększaniu udziału składowej osiowej obciążenia dała możliwość opisu rezultatów doświadczalnych zmodyfikowanym równaniem Nortona.

Wyniki prób pelzania dla okresu ustalonego posłużyły do wyznaczenia kształtu przekroju części powierzchni stałej prędkości dysypacji energii.

W dalszej części pracy oceniono wpływ wstępnej deformacji plastycznej materiału na późniejszy proces pelzania w jego pierwszym i drugim stadium. Otrzymane rezultaty pozwoliły na określenie ewolucji kształtu powierzchni stałej prędkości dysypacji energii.

## I. WSTĘP

### 1. Wprowadzenie

Rozwój współczesnych urządzeń stosowanych w reaktorach jądrowych, samolotach, rakietach, itp. wymaga doboru odpowiednio sprawdzonych materiałów. Elementy tych urządzeń podlegają często długotrwałym, złożonym obciążeniom o charakterze statycznym lub zmiennym przy podwyższonej temperaturze. Warunki takie sprzyjają powstawaniu procesu pełzania, czyli zjawiska trwałego odkształcania materiału, nawet dla naprężeń niższych od granicy plastyczności. Na problem ten zwrócono już uwagę w XIX wieku, lecz dopiero w bieżącym stuleciu, w wyniku postępu technicznego, nastąpiła konieczność uwzględniania odkształceń pełzania w elementach konstrukcyjnych. Aktualnie projektowanie urządzeń energetycznych, instalacji w przemyśle chemicznym i wielu innych wymaga szczegółowego poznania własności reologicznych materiału. Rozwiązywanie problemów pełzania przy opracowywaniu odpowiedzialnych elementów konstrukcji stało się koniecznością. Zwłaszcza istotne jest to przy projektowaniu urządzeń nuklearnych, ponieważ każda awaria może stać się przyczyną nieodwracalnych zmian środowiska naturalnego. Stąd w celu zwiększenia niezawodności konstrukcji należy dążyć do opracowania efektywniejszych modeli matematycznych, przydatnych do opisu zachodzących procesów. Można tego dokonać przez weryfikację teorii w oparciu o właściwie zaprogramowane badania eksperymentalne.

Zdecydowaną większość prac doświadczalnych z dziedziny pełzania przeprowadzano w jednoosiowych stanach naprężenia a uzyskane rezultaty wykorzystywano do uogólnień teoretycznych na stany złożone. Takie podejście jest możliwe głównie przy stosowaniu hipotez zbudowanych dla materiałów izotropowych. Jednakże w praktyce często mamy do czynienia z anizotropią materiałów. Do budowy teorii uwzględniających efekty

anizotropii i ich weryfikacji konieczne są badania eksperymentalne w złożonych stanach naprężenia. Współczesna technika stawia badaczy przed koniecznością opracowania optymalnej metodyki badań, zapewniającej uzyskanie właściwych danych o przydatności stosowanych materiałów do pracy w narzuconych warunkach. Stąd obecnie duży nacisk kładzie się na to, aby okoliczności przeprowadzanych prób w przybliżeniu odpowiadały rzeczywistym warunkom eksploatacyjnym.

Ostatnio wiele uwagi poświęca się zagadnieniu pełzania elementów konstrukcyjnych poprzedzonych deformacją plastyczną. Stosowane w przemyśle procesy technologiczne wielu wyrobów ustalają pewne własności mechaniczne, determinujące dalszy proces odkształcenia. Badania wykazały, że predeformacja plastyczna w zależności od materiału może przy pełzaniu wywołać efekt umocnienia lub osłabienia powodujący odpowiednio zmniejszenie lub zwiększenie ustalonej prędkości pełzania, oraz efekt polegający na skróceniu względnie wydłużeniu czasu eksploatacji wyrobu. W dalszym ciągu brak jest odpowiedniej ilości danych doświadczalnych niezbędnych do budowy stosownych modeli matematycznych ujmujących dokładnie wymienione efekty i stąd występuje duże zapotrzebowanie na badania uwzględniające zasygnalizowane problemy.

W niniejszej rozprawie, kierując się aktualnymi tendencjami rozwoju dziedziny pełzania, zrealizowano program eksperymentalny w płaskim stanie naprężenia oraz zaproponowano wygodną metodykę opracowywania otrzymanych rezultatów.

Na początku pracy /rozdział II/ przedstawiono przegląd publikacji dotyczących badań doświadczalnych z zakresu pełzania, głównie w złożonych stanach naprężenia, oraz omówiono niektóre koncepcje teoretyczne opisu zjawiska.

W rozdziale III opisano szczegółowo technikę badań pełzania na przykładzie ciśnieniowych próbek rektowych. Wzięto także pod uwagę nowe techniki powtarzane, których powstanie i rozwój narzucone zostały przez aktualne potrzeby występujące w energetyce.

W kolejnych rozdziałach /IV, V/ opisano budowę i dzia-

lanie stanowiska pomiarowego, wyniki testów wstępnych pełzarki i poszczególnych przyrządów pomiarowych.

W rozdziale VI omówiono rezultaty kontroli izotropii rozpatrywanego materiału oraz wyniki podstawowych własności mechanicznych.

W rozdziale VII zawarto wyniki i analizę przeprowadzonych prób pełzania.

Ostatnią część pracy stanowi dyskusja otrzymanych rezultatów z podaniem wniosków końcowych.

## 2. Cel i zakres pracy

Przedstawiona rozprawa poświęcona jest badaniu pełzania czystej miedzi elektrolitycznej o symbolu M1E w płaskim stanie naprężenia, realizowanym przez różne kombinacje rozciągania i skręcania cienkościennych próbek rurkowych.

Główne cele pracy to:

- opracowanie metodyki wyznaczania powierzchni pełzania
- wyznaczenie podstawowych parametrów mechanicznych badanego materiału
- zbadanie wpływu zadanej anizotropii plastycznej na zachowanie materiału przy pełzaniu
- określenie ewolucji powierzchni pełzania pod wpływem wstępnej deformacji plastycznej.

Doświadczenia przeprowadzono na nowoczesnej maszynie wytrzymałościowej składającej się z dwóch niezależnych układów obciążania oraz przystosowanej do pracy w warunkach podwyższonej temperatury.

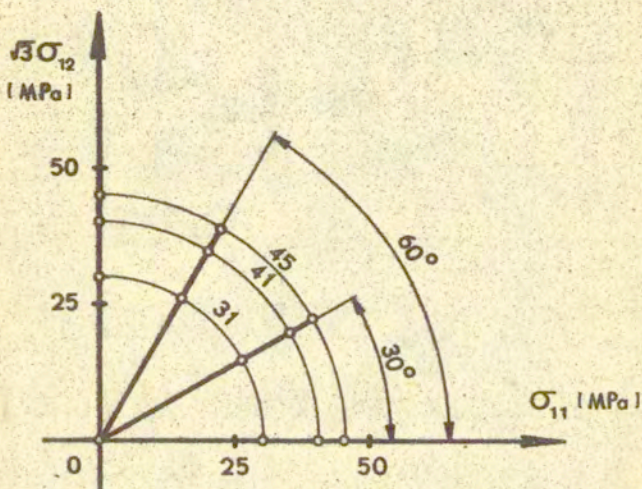
Pomiarów odkształcenia dokonywano za pomocą ekstensometru mechanicznego, zapewniającego jednoczesny i niezależny pomiar względnego wydłużenia i skręcenia próbki.

Właściwe prace doświadczalne poprzedzono cyklem testów próbnych, których celem było skontrolowanie poprawności działania zastosowanego układu pomiarowego.

Materiał przeznaczony na badania izotro-

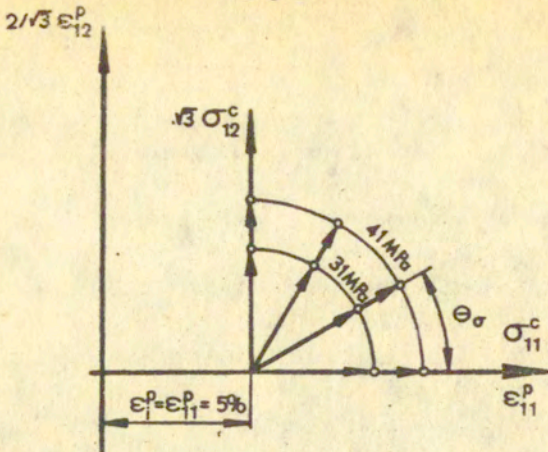
pił przy obciążeniach monotonicznie rosnących, badaniom modułów sprężystości, granicy plastyczności, granicy wytrzymałości doraźnej oraz pomiarowi wielkości ziarna.

Program eksperymentalny obejmował trzy etapy. W pierwszym przeprowadzono doświadczenia pełzania wyżarzonej miedzi w płaskim stanie naprężenia dla różnych kombinacji siły osiowej i momentu skręcającego przy trzech poziomach intensywności naprężenia, rys. 1. Obciążenie do próbki przykiadano po 24 godzinach od chwili osiągnięcia docelowej temperatury 573 K. Długotrwałość każdej próby wynosiła 150 godzin i była wystarczająca do określenia minimalnej prędkości pełzania.



Rys.1. Program prób pełzania materiału w stanie wyjściowym

Etap drugi przebiegał w dwóch częściach. Na początku każdą próbkę poddawano w temperaturze pokojowej wstępnej deformacji plastycznej przez rozciąganie do wartości intensywności odkształcenia 5%. Następnie podgrzewano do temperatury 573 K, a po upływie 24 godzin obciążano rozpoczynając próbę pełzania. Doświadczenia wykonano przy dwóch poziomach naprężenia i przy czterech różnych wartościach kąta  $\Theta_{\sigma} = (0, 30, 60, 90)^{\circ}$ , rys. 2.



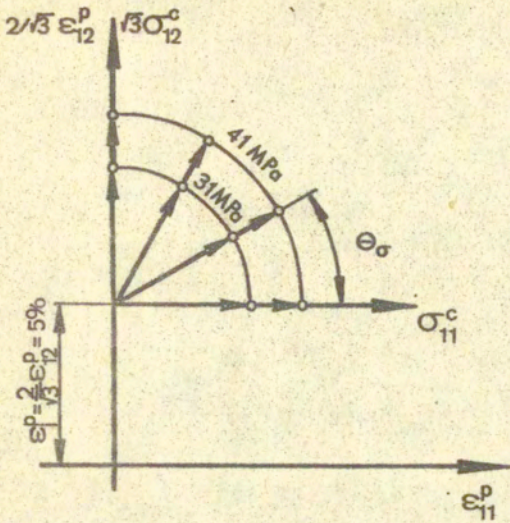
Rys.2. Program prób pełzania dla materiału po wstępnej deformacji plastycznej przez jednoosiowe rozciąganie

Trzeci etap programu doświadczalnego złożony był także z dwóch części. W pierwszej fazie każdą próbkę poddawano deformacji plastycznej w temperaturze pokojowej przez czyste skręcanie do wartości intensywności odkształcenia 5%. Następnie ogrzewano do temperatury 573 K i po 24 godzinach od jej osiągnięcia realizowano próbę pełzania.

Program obejmował doświadczenia pełzania przy dwóch poziomach naprężenia i przy czterech kombinacjach siły osiowej i momentu skręcającego, rys. 3.

Materiał doświadczalny ze zrealizowanego programu badawczego posłużył do opracowania metodyki wyznaczania powierzchni pełzania materiału w stanie wyjściowym oraz do określenia jej ewolucji pod wpływem celowo wprowadzonej anizotropii plastycznej.





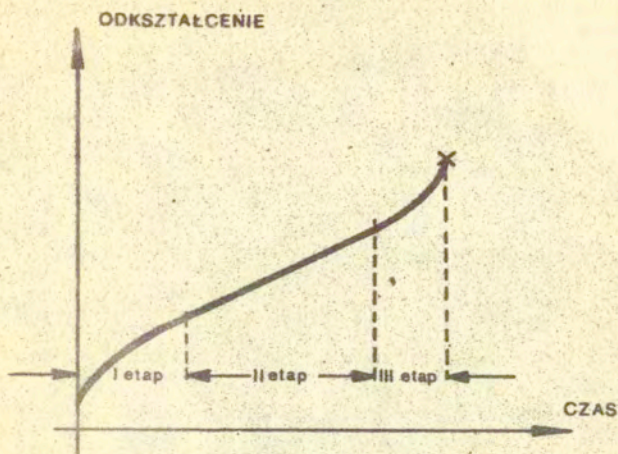
Rys.3. Program prób pełzania dla materiału po wstępnej deformacji plastycznej przez czyste skręcanie

## II. PRZEGLĄD DOŚWIADCZALNYCH PRAC DOTYCZĄCYCH ZAGADNIENI PEŁZANIA MATERIAŁÓW

### 1. Początkowe badania pełzania

Pierwsze prace badawcze dotyczące zjawiska pełzania przeprowadzono już w wieku dziewiętnastym, kiedy proces ten nie miał większego znaczenia z punktu widzenia inżynierskiego. Autorem tych prac był francuski fizyk M. Vicat. W latach 1830-1833 wykonał on próby pełzania dla pręta żelaznego. Stan współczesnej Vicatowi wiedzy, gdy nieznanne były jeszcze prawa płynięcia plastycznego, uniemożliwił opis teoretyczny zaobserwowanego zjawiska. Dopiero w roku 1910 da Costa Andrade po raz pierwszy opisał proces pełzania w sposób naukowy /1/, wprowadzając podział zjawiska na trzy etapy w zależności od charakteru zmiany prędkości odkształcenia, rys. 4. W pierwszym okresie prędkość pełzania stopniowo maleje aż do osiągnięcia wartości minimalnej, w drugim - utrzymuje stałą, ustaloną wartość, w trzecim - rośnie aż do zniszczenia rozpatrywanego elementu. R.W. Bailey /2/ wyjaśnia taki przebieg krzywej wzajemnym oddziaływaniem mechanicznego umocnienia i termicznego osłabienia materiału.

W pierwszym etapie dominuje umocnienie związane ze wzrostem odkształcenia pełzania. W drugim okresie ustala się równowaga pomiędzy tymi procesami i stąd pełzanie przebiega z minimalną, ustaloną prędkością zależną od naprężenia i temperatury. Stosunkowo długo nie potrafiono znaleźć fizycznej interpretacji trzeciego odcinka krzywej pełzania. Początkowo wzrost prędkości pełzania przypisywano zwiększeniu naprężenia na skutek zmniejszenia pola powierzchni przekroju poprzecznego próbki /powstanie szyjki/ przy jej rozciąganiu. Jednakże późniejsze badania wykazały, że wzrost prędkości, a następnie zniszczenie następowało także mimo braku szyjki. Wy tłumaczono to faktem powstawania wewnątrz materiału, pod



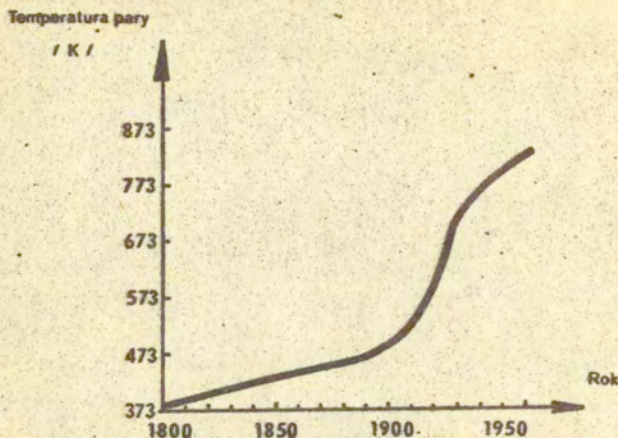
Rys.4. Krzywa pełzania dla metali

wplywem długotrwałego obciążenia i wygrzewania, lokalnych mikropęknięć osłabiających próbkę. Powierzchnia tych pęknięć jest równoważna zmniejszeniu pola powierzchni przekroju poprzecznego.

Od zakończenia pierwszej wojny światowej datuje się szybki postęp techniczny, którego efektem był wzrost obciążeń oraz temperatur w stosowanych urządzeniach. Ponieważ temperatury coraz częściej przekraczały wartość graniczną  $0,5 T_m$  /gdzie  $T_m$  - temperatura topnienia w stopniach Kelvina/, powyżej której proces pełzania ma już istotny wpływ na wytrzymałość konstrukcji, nauka stanęła przed problemem rozwiązania skomplikowanych zagadnień pełzania.

Prof. Malm z Instytutu Technologii w Sztokholmie wykreślił uśrednioną krzywą wzrostu temperatury pary zasilażącej elektrownie od czasów Jamesa Watta do roku 1961, rys. 5 /3/.

Z charakterystyki tej wynika, że problem stał się szczególnie istotny w latach 1920-30, bowiem temperatura 673 K była już znacząca dla pełzania stali wówczas stosowanej.



Rys.5. Uśredniona funkcja wzrostu temperatury pary zasilającej elektrownie

Początkowe badania pełzania i pierwsze próby ich opisu obejmowały wyłącznie przypadki jednowymiarowe.

W jednej z pierwszych prac z dziedziny pełzania Andrade /1/ zaproponował dla przypadku dużych odkształceń empiryczny związek pomiędzy długością próbki i czasem jej badania w postaci

$$(1) \quad l = l_0 (1 + Bt^{1/3}) e^{kt} ,$$

gdzie  $l_0$  jest początkową długością próbki;  $B$ ,  $k$  są funkcjami naprężenia i temperatury materiału próbki.

Z zależności tej można określić logarytmiczne odkształcenie pełzania

$$(2) \quad E_1 = \ln \frac{l}{l_0} = \ln(1 + Bt^{1/3}) + kt$$

oraz prędkość

$$(3) \quad \dot{E}_1 = \frac{1}{3} \frac{B}{t^{2/3} + Bt} + k .$$

Jak widać Andrade rozpatrywał proces pełzania jako superpozycję dwóch rodzajów płynięcia, a mianowicie płynięcia, które

zachodzi z malejącą prędkością oraz płynięcia przy stałej prędkości  $k$ .

Inną próbę opisu pełzania /tylko drugiego okresu/ stanowi wykładnicze prawo Ludwika /4/ z 1908 roku

$$(4) \quad \frac{D}{D_0} = \exp\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right) ,$$

gdzie  $D$  - ustalona prędkość pełzania,  $D_0, \sigma_0$  - stałe materiałowe. Dla prawa (4) otrzymuje się jednak znaczne błędy w zakresie <sup>mających</sup> naprężeń, ponieważ dla  $\sigma = 0$  prędkość pełzania jest różna od zera.

W celu przystosowania (4) do analizy pełzania przy małych wartościach naprężenia Soderberg /5/ /1936 r./ zaproponował modyfikację (4) do postaci

$$(5) \quad \frac{D}{D_0} = \exp\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right) - 1$$

Pewną odmianę związku (4) stanowi prawo przedstawione przez Nadaia /6/ w 1938 roku

$$(6) \quad \frac{D}{D_0} = 2 \sinh\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)$$

Pełzanie ustalone często opisywane jest zależnościami typu potęgowego. Przykładem takiego prawa jest związek zaproponowany przez Nortona /7/ w 1929 roku, który odnosi się do przypadku jednowymiarowego

$$(7) \quad D = k \sigma^n ,$$

gdzie  $k$  i  $n$  stałe materiałowe zależne od temperatury.

Przedstawione przykłady praw pełzania uwzględniają jedynie przypadki jednoosiowe. Jednakże większość urządzeń narażona jest na działanie złożonych stanów naprężenia i dopiero eksperymenty przeprowadzone w takich warunkach mogą określić zachowanie materiałów wyko-

rzystywanych na ich budowę oraz umożliwić wprowadzenie odpowiednich równań konstytutywnych.

## 2. Badania pełzania w złożonym stanie naprężenia przy stałych obciążeniach

Pierwsze prace eksperymentalne w złożonym stanie naprężenia wykonał Bailey /2/ na początku lat trzydziestych XX wieku. Badania prowadzono na próbkach rurkowych o średnicy zewnętrznej 13,6 mm, grubości ścianki 0,508 mm i długości bazowej 203 mm. Doświadczenia polegały na poddaniu próbek jednoczesnemu rozciąganiu i skręcaniu w temperaturze 748 K i 753 K odpowiednio dla stali węglowej i niskostopowej.

W roku 1928 R. Mises /8/ opublikował teorię plastycznego płynięcia dla ciał idealnie plastycznych opartą na założeniu istnienia potencjału płynięcia.

Zgodnie z tą teorią dla materiału izotropowego przyjęto utożsamiać funkcję  $f(J'_1, J'_2, J'_3) = 0$ , gdzie  $J'_1, J'_2, J'_3$  - niezmienniki tensora naprężenia, która wyraża warunek plastyczności, z funkcją reprezentującą potencjał plastyczny.

Pojęcie potencjału plastycznego zostało transformowane do teorii pełzania w analogicznej formie. Zarówno dla pierwszego jak i drugiego etapu pełzania zakłada się istnienie potencjału  $F$ , który uzależniony jest od parametrów opisujących stan materiału oraz czasu i wówczas prędkość pełzania określa się następującą zależnością

$$(8) \quad D_{ij} = \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}}$$

Bazując na teorii Miesesa, Odqvist /9/ dokonał uogólnienia prawa Nortona na stany wieloosiowe przyjmując związek pomiędzy intensywnością prędkości odkształcenia  $/D_1/$  oraz intensywnością naprężeń  $/\sigma_1/$  w postaci

$$(9) \quad \frac{D_i}{D_0} = \left( \frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right)^n,$$

gdzie  $D_0$ ,  $\sigma_0$ ,  $n$  - stałe materiałowe.

Zakładając ponadto nieściśliwość, brak wpływu na pełzanie ciśnienia hydrostatycznego oraz prawo podobieństwa dewiatora prędkości odkształcenia i dewiatora naprężenia, otrzymał równanie pełzania w następującej formie:

$$(10) \quad D_{ij} = \frac{3}{2} D_0 \left( \frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right)^{n-1} \frac{S_{ij}}{\sigma_0}.$$

Równanie (10) opisuje ustalony okres pełzania.

Jednakże przy pewnych poziomach naprężenia i podwyższonych temperaturach udział pierwszego etapu pełzania jest dość znaczny i w rozwiązaniach należy go brać pod uwagę.

Dla przypadku złożonego stanu naprężenia, pełzanie w pierwszym etapie wyrażano na przykład związkiem postaci /10/

$$(11) \quad D_{ij} = \frac{3}{2} c p \sigma_i^{n-1} S_{ij} t^{p-1}$$

/gdzie  $c$ ,  $n$ ,  $p$  - stałe materiałowe,  $t$  - czas/  
lub bardziej ogólnym równaniem zaproponowanym przez Johnsona /11/:

$$(12) \quad D_{ij} = A F(J_2) S_{ij} \dot{\Phi}(t).$$

Większość dotychczas przeprowadzonych prac doświadczalnych pełzania w złożonym stanie naprężenia koncentrowała się na sprawdzeniu przydatności przedstawionych równań konstytutywnych (10), (11), (12) lub ich odmian. Weryfikacja założonych praw przebiegała najczęściej w dwóch etapach, a mianowicie sprawdzano założenie o podobieństwie tensorów prędkości odkształcenia i naprężenia oraz założenie dotyczące uzależnienia prędkości pełzania od drugiego niezmiennika tensora naprężenia. Obróbka wyników przy pomocy praw (10), (12) możliwa jest tylko wówczas, gdy krzywe pełzania przy różnych typach stanu naprężenia

są podobne.

Założenie podobieństwa z reguły oszacowywano na podstawie parametrów Lodego i Nadai'a

$$(13) \quad v = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \quad ; \quad w = \frac{2D_2 - D_1 - D_3}{D_1 - D_3}$$

które określają położenie okręgów Mohra dla tensora naprężenia i tensora prędkości deformacji.

Przy  $v = w$  zachodzi proporcjonalność rozpatrywanych tensorów.

Podobieństwo można także określać analizując stosunek składowych tensora prędkości pełzania w zależności od stosunku składowych tensora naprężenia. Na przykład w teorii Misesa przy badaniach z jednoczesnym rozciąganiem i skręcaniem jest

$$(14) \quad \frac{D_{12}}{D_{11}} = \frac{3\sigma_{12}}{2\sigma_{11}}$$

Zależność prędkości pełzania od drugiego niezmiennika tensora naprężenia określano porównując związki pomiędzy oktaedrycznym odkształceniem postaciowym a oktaedrycznym naprężeniem

stycznym dla jednakowego poziomu intensywności naprężenia, lecz przy różnych kombinacjach obciążeń. Potwierdzenie wspomnianej zależności uzyskujemy w wypadku pokrywania się krzywych pełzania otrzymanych przy jednakowym poziomie intensywności naprężenia, ale przy różnych trajektoriach obciążania i wykreślonych we współrzędnych intensywność odkształcenia - czas.

Przeprowadzone prace eksperymentalne w większości przypadków dały stosunkowo duże rozrzuty i stąd dość słabo spełniają oba założenia.

Niestety, nie we wszystkich dostępnych opracowaniach badań sprawdzano izotropię materiału i stąd prawdopodobnie otrzymane rozrzuty rezultatów są konsekwencją nie uwzględniania wstępnej anizotropii plastycznej powstałej w procesie wytwarzania próbki, bądź podczas produkcji surowca na nią przeznaczonego.



Bailey /2/ aby osiągnąć lepszy opis wyników swoich doświadczeń zaproponował dość złożone równania, stanowiące pewną odmianę związku typu Pragera /12/ (15) stosowanego w plastyczności, wiążącego składowe tensora deformacji i składowe dewiatora naprężenia przy założeniu pokrywania głównych osi naprężenia i odkształcenia oraz nieściśliwości:

$$(15) \quad E_{ij} = H(J_2, J_3) \left[ P(J_2, J_3) J_3 S_{ij} + G(J_2, J_3) S_{ij}^2 - \frac{2}{3} J_2 I \right]$$

Równania Bailey'a /2/ dla głównych składowych tensora prędkości odkształcenia pełzania i głównych składowych dewiatora naprężenia posiadają postać:

$$(16) \quad \begin{aligned} D_1 &= KJ_2^m \left[ /S_1 - S_2 /^{n-2m} - /S_3 - S_1 /^{n-2m} \right] \\ D_2 &= KJ_2^m \left[ /S_2 - S_3 /^{n-2m} - /S_1 - S_2 /^{n-2m} \right] \\ D_3 &= KJ_2^m \left[ /S_3 - S_1 /^{n-2m} - /S_2 - S_3 /^{n-2m} \right] \end{aligned}$$

gdzie:  $D_1, D_2, D_3$  - główne składowe tensora prędkości deformacji

$S_1, S_2, S_3$  - główne składowe dewiatora naprężenia

$K, m, n$  - stałe materiałowe.

Dość złożona forma związków (16) nie znalazła jednak szerszego zastosowania, ponieważ w tych przypadkach, gdzie ją wykorzystywano prostsze równania, np. (10), także dawały zadawalające oszacowanie.

Bardzo bogaty program doświadczalny poświęcony pełzaniu w złożonym stanie naprężenia zawierały badania przeprowadzone przez zespół Johnsona.

Testom poddano:

a/ stal o zawartości węgla 0,17% w temperaturach 623, 723, 823 K /13/, /14/

- b/ stal o zawartości węgla 0,2% w temperaturze 723 K /18/
- c/ stal molibdenową w temperaturze 823 K /13/
- d/ stop aluminiowy RR-59 w temperaturach 423; 473 K /15/
- e/ stop magnezowy o zawartości 2% aluminium w temperaturach 293 i 323 K /16/
- f/ stop chromoniklowy /Nimonic 75/ w temperaturach 823 i 923 K /11/
- g/ miedź techniczną w temperaturze 523 K /17/.

W jednej z pierwszych prac /13/ dotyczących badania stali o zawartości węgla 0,17% oraz stali molibdenowej stwierdzono podobieństwo krzywych pełzania przy różnych typach stanu naprężenia oraz możliwość aproksymowania prędkości pełzania za pomocą potęgowej funkcji naprężenia. Niestety anizotropia materiału wyjściowego uniemożliwia dokładną analizę równań konstytutywnych.

W następnych pracach badawczych Johnsona dokonywano pomiaru izotropii oraz jednorodności chemicznej materiału przeznaczanego na próbki, dzięki czemu efekt anizotropii nie zaciemniał uzyskanych z doświadczeń rezultatów.

Głównymi celami eksperymentów Johnsona było sprawdzenie proporcjonalności dewiatorów prędkości pełzania i naprężenia oraz zależności występującej między prędkością oktaedrycznego odkształcenia postaciowego i oktaedrycznym naprężeniem stycznym.

Dokonywano tego na podstawie obliczonych głównych prędkości odkształcenia przy założeniu pokrywania się głównych osi tensora naprężenia i tensora odkształcenia oraz postulując niesiściłość materiału.

Analiza wyników doświadczalnych pod kątem proporcjonalności dewiatorów prędkości pełzania i naprężenia wykazała pewne systematyczne odstępstwa od teorii, przy czym wspomniane odchylenia zwiększają się ze wzrostem intensywności naprężenia.

Nieco lepszą zgodność z teorią, osiągnięto w przypadku sprawdzania zależności pomiędzy oktaedryczną prędkością odkształcenia postaciowego i oktaedrycznym naprężeniem stycznym.

Odstępstwa od przewidywań teoretycznych zachowania materiału przy pełzaniu w warunkach dużych wartości intensywności naprężenia Johnson wyjaśnił powstawaniem w momencie przykładowa obciążenia stosunkowo dużej deformacji plastycznej, wprowadzającej anizotropię. Dla opisu tego efektu zaproponowano związki postaci:

$$(17) \quad \begin{aligned} D_1 &= H / \sigma_0 / \left[ A_3 / \sigma_1 - \sigma_2 / - A_2 / \sigma_3 - \sigma_1 / \right] \\ D_2 &= H / \sigma_0 / \left[ A_1 / \sigma_2 - \sigma_3 / - A_3 / \sigma_1 - \sigma_2 / \right] \\ D_3 &= H / \sigma_0 / \left[ A_2 / \sigma_3 - \sigma_1 / - A_1 / \sigma_2 - \sigma_3 / \right] \end{aligned}$$

Weryfikację założeń teorii Misesa względnie Saint Venanta przeprowadzono także w pracach /19-22/. Otrzymane rezultaty doświadczalne wskazują, że w większości przypadków przy niskich poziomach naprężenia lepsze wyniki daje teoria Misesa, natomiast dla poziomów wysokich lepszą zgodność z eksperymentem uzyskuje się stosując teorię płynięcia Saint Venanta.

Warto zwrócić uwagę na badania Namiestnikowa dotyczące stali austenitowej o symbolu EI-257 /23/, wykonane w temperaturach 773 i 873 K oraz dotyczące stopu D16T /24/ - testowanego w temperaturze 423 K.

Weryfikacji podlegał związek (14). We wszystkich przeprowadzonych doświadczeniach na końcu próby stwierdzono, że

$$\frac{2D_{12}}{D_{11}} < \frac{3\sigma_{12}}{\sigma_{11}}$$

Ażby wyjaśnić zaistniałe rozbieżności pomiędzy wynikami teoretycznymi i eksperymentalnymi, Namiestnikow zrezygnował z założenia nieściśliwości materiału przyjmując związek (14) w postaci

$$(18) \quad \frac{2D_{12}}{D_{11}} = 2(1+\nu) \frac{\sigma_{12}}{\sigma_{11}},$$

gdzie  $\nu$  jest współczynnikiem Poissona.

Zakładając  $\nu = 0,35$  Namiestnikow otrzymał stosunkowo dobrą zgodność rezultatów doświadczalnych z wynikami obliczonymi z zależności (18).

Przedstawione przykłady prac badawczych w warunkach złożonego stanu naprężenia przy stałych obciążeniach wykazały w niektórych przypadkach dość znaczące odstępstwa od wyników otrzymywanych z obliczeń według powszechnie wykorzystywanych zależności Misesa lub Saint Venanta. Zaistniałe różnice pomiędzy wynikami pełzania opisanymi zależnościami (10) lub (12), a eksperymentalnymi mogą wynikać z faktu przyjęcia określonych założeń upraszczających, takich jak izotropowość materiału, nieściśliwość, niezależność prędkości pełzania od ciśnienia hydrostatycznego.

Niektórzy badacze dla lepszego opisu swoich doświadczeń, kosztem budowy bardziej skomplikowanych modeli teoretycznych, rezygnowali z niektórych podstawowych założeń. Na przykład Namiestnikow /24/, jak już wspomniano, odstąpił od warunku nieściśliwości, natomiast Robotnow /25/ zaproponował odejście od prawa podobieństwa dewiatora prędkości odkształcenia oraz dewiatora naprężenia i stąd przyjęcie związku konstytutywnego pełzania uwzględniającego trzeci niezmiennik dewiatora naprężenia.

Do chwili obecnej problem pełzania w warunkach złożonego stanu naprężenia przy stałym obciążeniu nie został jeszcze wyczerpująco rozwiązany i nadal stanowi dość skomplikowane zagadnienie wymagające dalszych prac badawczych oraz wnikliwej analizy teoretycznej.

### 3. Badania pełzania w złożonym stanie naprężenia przy zmiennych obciążeniach

Eksperymenty w złożonym stanie naprężenia przy zmieniających się obciążeniach stanowią jeszcze trudniejszy problem w porównaniu do zagadnień omówionych w poprzednim paragrafie

zarówno pod względem wykonania badań jak i opisu teoretycznego.

Pierwsze doświadczenia zawierające zmiany stanu naprężenia przeprowadził Namiestnikow /26/ w celu określenia charakteru umocnienia materiału jakie wprowadza proces pełzania.

Jeżeli umocnienie jest izotropowe to jego stopień, uzyskany przy rozciąganiu lub skręcaniu, charakteryzuje umocnienie materiału przy pełzaniu dla dowolnego stanu naprężenia.

Badania Namiestnikowa /26/ polegały na poddaniu próbek pełzaniu przy rozciąganiu /lub skręcaniu/ aż do znacznego spadku prędkości, odciążeniu a następnie przyłożeniu momentu skręcającego /lub siły osiowej/.

Doświadczenia wykazały, że wstępne pełzanie przy rozciąganiu nie ma wpływu na następujące po nim pełzanie przy skręcaniu i odwrotnie.

Na tej podstawie stwierdzono, że proces pełzania wywołuje umocnienie o charakterze anizotropowym. Według /25/ przy danym rodzaju stanu naprężenia określonym stosunkiem  $\sigma_{12}/\sigma_{11}$  pełzanie przebiega w kierunkach, wzdłuż których powstaje największe naprężenie styczne, podczas gdy w innych kierunkach proces praktycznie nie zachodzi i stąd nie następuje umocnienie materiału.

Obszerny program doświadczalny poświęcony pełzaniu przy zmiennych obciążeniach zrealizował zespół Johnsona /18/. Na początku każdej próby cienkościenne rurki obciążano siłą osiową, a po upływie określonego czasu przykładano moment skręcający, którego wartość wzrastała zgodnie z przyjętym programem. Wyniki eksperymentalne porównywano z przewidywaniami teorii starzenia, teorii umocnienia oraz teorii będącej ich kombinacją. We wszystkich przypadkach otrzymano stosunkowo słabą zgodność teorii z doświadczeniem. Należało jednak tego oczekiwać, ponieważ równania rozpatrywanych teorii opisują wzmocnienie izotropowe.

W zespole Findley'a od wielu lat prowadzi się systematyczne badania aluminium /np. 27, 110/ oraz innych metali

przy skokowych zmianach poziomu naprężenia. Złożony stan naprężenia uzyskiwany jest przez różne kombinacje siły osiowej i momentu skręcającego. Ponieważ równania teorii wzmocnienia nie dają możliwości uwzględniania przejściowych stanów obserwowanych przy kolejnych zmianach obciążenia, zaproponowano /27/ model matematyczny oparty na teorii dziedziczności. Weryfikacja doświadczalna potwierdziła przydatność zastosowanych równań do przewidywania zachowania materiałów przy nagłych zmianach stanu naprężenia.

W pracy /28/ przedstawiono badania podstawowych charakterystyk pełzania materiałów w zależności od programu cyklicznego obciążenia i rodzaju stanu naprężenia. Doświadczenia przeprowadzono na cienkościennych próbkach rurkowych ze stali 1X18H9T przy stałej zmianie intensywności poziomu naprężenia

$$(19) \quad \Delta\sigma_1 = (\sigma_{11}^2 + 3\sigma_{12}^2)^{1/2} = \sigma_{\min} \rightleftharpoons \sigma_{\max} = \text{const.}$$

Obciążenie realizowano według trajektorii prostoliniowych, rys. 6.

Rodzaj stanu naprężenia określano za pomocą parametrów, które pozostawały stałe w całym okresie badania danej próbki.

$$\omega_s = \arctg(\sqrt{3}\sigma_{12}/\sigma_{11})$$

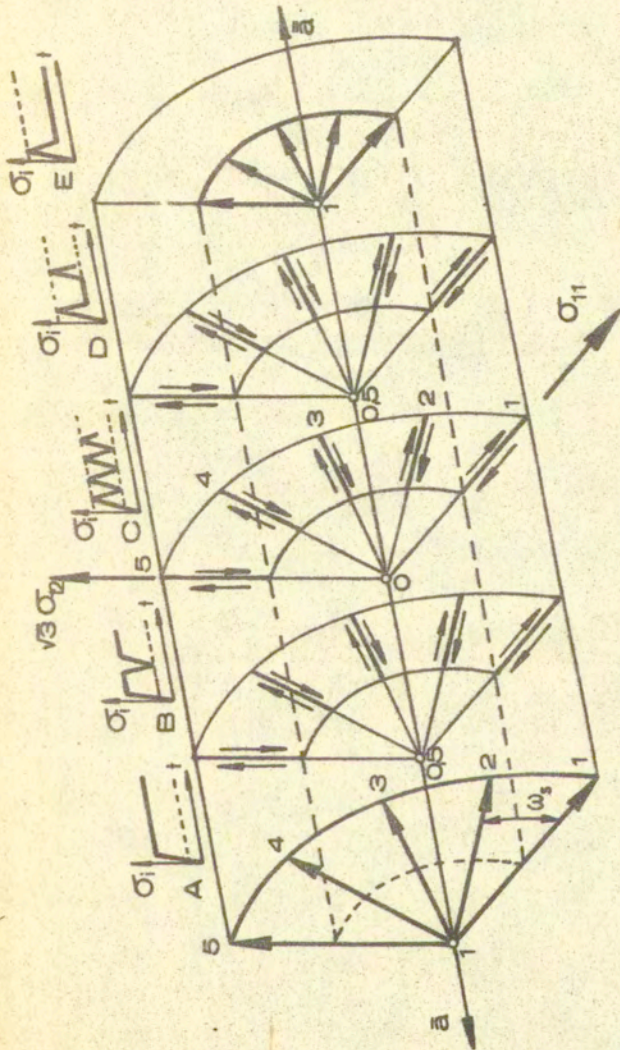
$$(20) \quad v = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} = - \frac{\sigma_{11}}{(\sigma_{11}^2 + 4\sigma_{12}^2)^{1/2}}$$

$$k = \frac{\sigma_6}{\sigma_1} = - \frac{\sigma_{11}}{3(\sigma_{11}^2 + 3\sigma_{12}^2)^{1/2}}$$

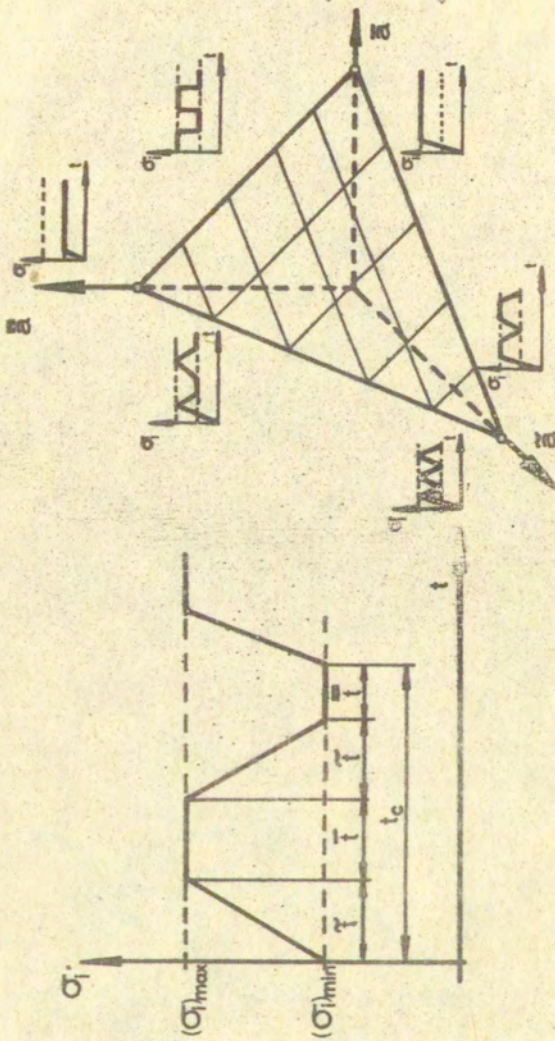
Programy cykli przedstawione na rys. 7 opisano równaniem:

$$(21) \quad \bar{a} + \tilde{a} + \bar{a} = 1$$

gdzie  $\bar{a} = \frac{\bar{i}}{i_c}$ ,  $\tilde{a} = \frac{\tilde{i}}{i_c}$ ,  $\bar{a} = \frac{\bar{i}}{i_c}$ .

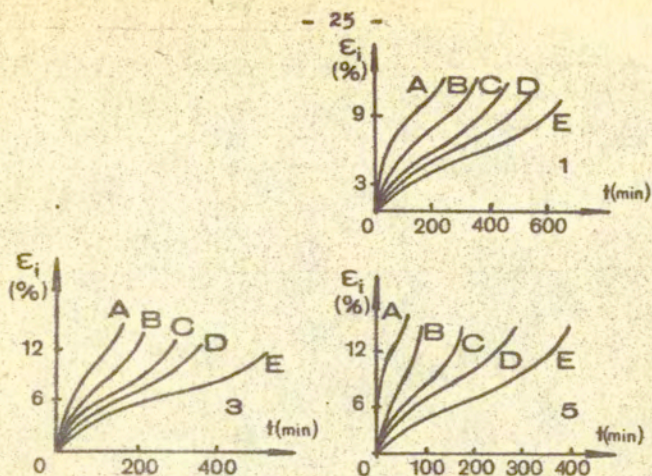


Rys. 6. Schemat programów cyklicznego obciążenia /28/

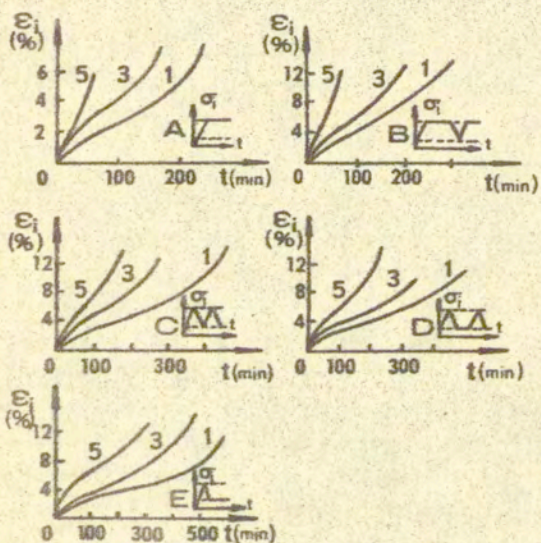


Rys.7. Programy cyklic / 200





Rys.8. Krzywe pełzania dla cykli /A, B, C, D, E/ przy różnych drogach proporcjonalnego obciążenia /1, 3, 5/



Rys.9. Krzywe pełzania dla różnych trajektorii obciążenia /5, 3, 1/ i poszczególnych cykli /A, B, C, D, E/

Na rys.8 wykreślono krzywe pełzania stali 1X18H9T w temperaturze 873 K otrzymane według różnych dróg proporcjonalnego obciążenia dla jednakowych cykli. Natomiast na rys.9 pokazano porównanie krzywych otrzymanych według różnych trajektorii obciążenia oddzielnie dla każdego z cykli. Wszystkie krzywe na rys. 9 narysowano przy stałych wartościach podstawowych parametrów cyklu zmiany intensywności naprężenia, tj.

$$(22) \sigma_{imax} = \text{const}; r = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \text{const}; \sigma_{sr} = \frac{\sigma_{imin} + \sigma_{imax}}{2}$$

Wyniki doświadczeń wykazały, że zarówno przy jednakowej wartości  $\sigma_1 = \sigma_{imin} = \text{const}$ ,  $\Delta \sigma_1 = \text{const}$ , lecz przy różnych programach obciążenia jak i przy jednakowym programie obciążenia, lecz według różnych trajektorii krzywe pełzania nie pokrywają się.

Dla opisanie krzywych zamieszczonych na rys. 9 zaproponowano uogólnione równanie w postaci

$$(23) \varepsilon_i^c(\ddot{\alpha}, \omega_s) = \left[ \frac{K(\ddot{\alpha}, \omega_s)}{m(\ddot{\alpha}, \omega_s)} t \right]^{m(\ddot{\alpha}, \omega_s)} \exp \left[ \frac{m(\ddot{\alpha}, \omega_s) \sigma_i}{A(\ddot{\alpha}, \omega_s)} \right]$$

gdzie  $t$  - czas,  $K, A, m$  - stałe materiałowe zależne od programu oraz trajektorii obciążenia.

Ponieważ parametr  $m$  pozostawał stały przy wszystkich programach zmiany intensywności naprężenia i różnych trajektoriach obciążenia stwierdzono, że spełniona jest hipoteza o podobieństwie krzywych pełzania. Bazując na tej własności wynioskowano, że przy zadanym programie zmiany intensywności naprężenia na charakterystyki pełzania materiału istotnie wpływa trajektoria obciążenia, a przy danej trajektorii - postać cyklu zmiany intensywności naprężenia.

W ostatnich latach powstało stosunkowo dużo publikacji poświęconych teoretycznemu opisowi procesu pełzania w złożonym stanie naprężenia przy zmieniających się obciążeniach.

Stosowana powszechnie do analizy deformacji pełzania elementów konstrukcji teoria umocnienia Odqvista /9/ nie była w stanie opisać wzrostu prędkości pełzania występującego podczas zmiany kierunku wektora intensywności naprężenia ze względu na założenie izotropowego wzmocnienia materiału.

Po raz pierwszy model teoretyczny uwzględniający wzmocnienie anizotropowe przy pełzaniu zaproponowali N.N.Malinin i G.M.Khadjinsky /29/. Podejście to było następnie rozszerzane w pracach /30, 31, 32/.

W większości fenomenologicznych teorii pełzania metali przyjmuje się zwykle założenie uzależniające prędkość od tensora naprężenia oraz grupy parametrów charakteryzujących umocnienie. Na podstawie koncepcji wykorzystywanych w teorii plastyczności oraz praw wzmocnienia izotropowego lub kinematycznego zakłada się, że stan umocnienia izotropowego może być reprezentowany przez monotonicznie rosnący parametr skalarny  $\lambda$ , proporcjonalny do nagromadzonych odkształceń plastycznych lub lepkich, natomiast stan umocnienia kinematycznego określony jest tensorowym parametrem  $\bar{\alpha}$ , reprezentującym naprężenia wewnętrzne.

Ohashi, Ohno, Kawai /33/ przedstawili porównanie równań konstytutywnych kilku teorii pełzania dla przypadku symulacji zachowania stali nierdzewnej 304 poddanej obciążeniom monotonicznym i cyklicznym.

Możliwości wspomnianych w /33/ modeli są jednak ograniczone, ponieważ nie są zdolne do opisu maksymalnych naprężeń wewnętrznych z przeszłej historii odkształcenia oraz związanego z tym umocnienia. Problem ten rozwiązano w pracy Mroza i Trąmpczyńskiego /34/, będącej rozszerzeniem koncepcji wzmocnienia anizotropowego zaproponowanej w teorii plastyczności przez Mroza /35/, w której przedstawiono prawo pełzania różniące się od związków stosowanych w /29-32/ uwzględnieniem pamięci maksymalnych przeciążeń występujących w historii obciążenia. Dokonano tego przez wprowadzenie skalarnej miary naprężeń wewnętrznych, dla których założono odmienne prawa

ewolucji, rozróżniając procesy: obciążania i odciążania.

Uzupełnieniem koncepcji przedstawionej w /34/ jest propozycja Trąmpczyńskiego /36/, w której autor uwzględnił dodatkowo odkształcenia sprężyste i plastyczne przyjmując, że całkowita deformacja jest sumą odkształceń sprężystych, plastycznych i pełzania. Prawo ewolucji naprężeń wewnętrznych wyrażono jako sumę dwóch niezależnych procesów pełzania: obciążenia i reorientacji oraz dołączono człon opisujący naprężenia wewnętrzne powstałe w wyniku deformacji plastycznej:

$$(24) \quad \dot{\alpha}_{ij} = \dot{\alpha}_{ij}^{(l)} + \dot{\alpha}_{ij}^{(r)} + \dot{\alpha}_{ij}^{(p)}$$

gdzie:  $\dot{\alpha}_{ij}^{(l)}$ ,  $\dot{\alpha}_{ij}^{(r)}$ ,  $\dot{\alpha}_{ij}^{(p)}$  opisują procesy odpowiednio, obciążenia, reorientacji i wpływ deformacji plastycznej. W omawianej koncepcji wprowadzono także efekt umocnienia izotropowego, wyrażający dodatkowo wzmocnienie wywołane procesem reorientacji naprężeń wewnętrznych.

Prawo pełzania zaproponowano w formie:

$$(25) \quad D_{ij} = \frac{\partial F}{\partial \alpha_{ij}} = \frac{\mu}{h} f^{(n-1)} \frac{3}{2} (S_{ij} - \alpha_{ij})$$

gdzie  $F = \frac{\mu}{(n+1)h} f^{(n+1)}$  potencjał pełzania  
 $f$  - jednorodna funkcja rzędu pierwszego naprężeń efektywnych.

$\mu$ ,  $n$  - stałe materiałowe

$S_{ij}$  - dewiator naprężenia

$\alpha_{ij}$  - tensor naprężeń wewnętrznych

$h$  - parametr wzmocnienia izotropowego

Miarę maksymalnych przeciążeń zdefiniowano w postaci skalarnej normy.

$$(26) \quad \alpha_e = \left( \frac{3}{2} \alpha_{ij} \alpha_{ij} \right)^{1/2}$$

Maksymalną wartość  $\alpha_e$  uzyskaną podczas procesu pełzania oznaczono przez

$$(27) \quad \alpha_m = \sup_{0 < s < t} \alpha_e(t-s),$$

gdzie:  $t$  - czas.

W przypadku materiału dziewiczego od momentu przyłożenia naprężenia / $t=0$ /  $\alpha_e$  - wzrasta i wówczas w każdej chwili procesu  $\dot{\alpha}_e = \dot{\alpha}_m$ ,  $\alpha_e = \alpha_m$ . Jeśli spowodujemy odciążenie, to  $\alpha_e$  ulegnie zmniejszeniu w stosunku do swojej wartości maksymalnej. Jednak maksymalna wartość  $\alpha_m$  pozostanie w pamięci materiału. Od chwili odciążenia rozpoczyna się proces pełzania różniący się od poprzedniego postacią prawa ewolucji. Tak więc autor /36/ wyróżnia dwa typy procesów: aktywny, w którym  $\dot{\alpha}_e = \dot{\alpha}_m > 0$ ,  $\alpha_e = \alpha_m$  oraz bierny, gdy  $\alpha_e < \alpha_m$  lub  $\alpha_e = \alpha_m$ ,  $\dot{\alpha}_e < 0$ .

Zaproponowany model umożliwia opisanie takich cech procesu pełzania, jak: efekt pamięci maksymalnych przeciążeń, efekt chwilowego osłabienia przy zmianie kierunków głównych tensora naprężenia, efekt umocnienia wywołany obciążeniami cyklicznie zmiennymi oraz wstępną deformacją plastyczną. Wspomniane możliwości teorii znalazły potwierdzenie w drodze weryfikacji doświadczalnej dla trzech różnych materiałów /miedź, stале nierdzewne 316 oraz 304/ i różnych historii obciążenia.

Model przedstawiony w /34 i 36/ oraz wiele innych /np. 29, 30, 31, 32/ oparte są na założeniu istnienia potencjału pełzania.

Odmienny charakter posiada model matematyczny pełzania zbudowany w Ośrodku Białostockim /37/. Ogólną postać prawa pełzania wyraża równanie:

$$(28) \quad D_{ij} = G(s) A_{ijkl} \bar{\sigma}_{kl},$$

gdzie:  $G(s)$  - funkcja nieliniowości

$s$  - naprężenie zredukowane, które wyrażone jest  
związkiem

$$s = \beta \sigma_1 + (1 - \beta) \sigma_i$$

$\sigma_1$  - maksymalne naprężenie główne

$\sigma_i$  - intensywność naprężenia

$A_{ijkl}$  - tensor anizotropii czwartego rzędu

$\beta$  - stała materiałowa

Jak zwracają uwagę autorzy, istotą modelu jest zrezygnowanie z mocnych założeń /typu postulatu istnienia potencjału pełzania/. Założono jedynie podobieństwo krzywych pełzania, które na ogół jest spełnione a poza tym łatwe do zweryfikowania. Prawo (28) dotyczy pełzania ustalonego, jednakże wprowadzając parametr czasu można przy jego pomocy opisywać zarówno pierwszy /38/ jak i trzeci /39/ okres pełzania.

Bogactwo prowadzonych prac w zakresie pełzania w złożonym stanie naprężenia przy obciążeniach zmiennych dowodzi, że jest to jeden z głównych problemów, przed którego rozwiązaniem stoi w dalszym ciągu współczesna nauka i to zarówno od strony teoretycznej jak i eksperymentalnej.

W przypadku teorii zagadnienia wymagające dalszych poszukiwań to:

- znalezienie postaci prawa pełzania
- określenie charakteru umocnienia materiału przy pełzaniu
- zachowanie się umocnienia przy zmianie stanu naprężenia
- określenie wpływu niezmienników tensora naprężenia na prędkość pełzania.

Aktualnie w wielu pracach dyskutuje się wymienione zagadnienia, tym niemniej dokładne rozstrzygnięcia stanowią jeszcze problem otwarty. Zdecydowana większość proponowanych teorii wywodzi się z rozszerzenia na stany złożone koncepcji dla stanów jednoosiowych.

Trudności związane z budową modeli matematycznych opisujących proces pełzania ściśle wiążą się z możliwościami eksperymentalnymi. Poprawności teorii można praktycznie dowiedzieć tylko w drodze weryfikacji doświadczalnej. Tymczasem jeśli model będzie zbyt rozbudowany a materiał eksperymentalny ubogi,

wówczas nie ma możliwości wyznaczenia parametrów i funkcji zbudowanego modelu. Z przytoczonych prac wynika, że badania peizania przy obciążeniach zmiennych najczęściej prowadzi się w płaskich stanach naprężenia na próbkach rurkowych poddanych jednoczesnemu skręcaniu i rozciąganiu. Powoduje to niepełny obraz zachowania materiału w procesie, a tym samym uniemożliwia kompletną weryfikację modelu.

Z kolei realizacja prób w bardziej zaawansowanych stanach naprężenia następuje z trudnościami związane z budową stanowisk badawczych.

Badania peizania zarówno przy obciążeniach stacjonarnych jak i zmiennych obejmują także problemy związane z wpływem predeformacji plastycznej na zachodzący po niej proces peizania. Ze względu na istotne znaczenie tego zagadnienia dla projektowania nowoczesnych konstrukcji, przeglądowi prac o wspomnianej tematyce poświęcono osobny paragraf.

#### 4. Badania peizania materiałów poddanych wstępnej deformacji plastycznej

Jednym z kierunków, na którym skoncentrowały się w ostatnich latach badania peizania jest doświadczalne określanie wpływu wstępnej deformacji plastycznej na zachowanie materiału przy peizaniu.

Tego typu prace są dość istotne ze względu na powszechnie stosowane procesy technologiczne obróbki metali, które wprowadzają anizotropię plastyczną i stąd w znaczący nieraz sposób zmieniają podstawowe charakterystyki danego materiału.

Większość publikacji dostępnych w literaturze, poświęconych temu zagadnieniu, dotyczy jednoosiowych stanów naprężenia.

Dyson i Rodgers /40/ badali stop Nimonic 80A. Wstępną deformację plastyczną przez rozciąganie przeprowadzono w tem-

peraturze pokojowej, natomiast pełzanie przy jednoosiowym rozciąganiu w temperaturze 1023 K. Podobne doświadczenia na tym samym materiale wykończyli Dyson, Loveday i Rodgers /41/, z tym, że pełzanie zachodziło przy skręcaniu.

Otrzymane rezultaty wykazały osłabienie materiału na skutek wprowadzonej anizotropii charakteryzujące się zwiększeniem ustalanej prędkości pełzania, skróceniem czasu do zniszczenia, zmniejszeniem odkształceń przy zniszczeniu. Wyniki przedstawione w /40, 41/ starano się opisać /42/ posługując się teorią zakładającą wzrost uszkodzenia materiału na skutek dwóch równocześnie zachodzących procesów nukleacji i wzrostu pustek.

H.J.Tipler i R.K.Varma /43/ badali stal  $\frac{1}{2}\text{Cr} - \frac{1}{2}\text{Mo} - \frac{1}{4}\text{V}$  wykorzystywaną w turbinach parowych. W doświadczeniach wykorzystywali próbki pełne, które deformowano wstępnie do wartości odkształcenia 5 i 10% przy rozciąganiu, a następnie poddawano pełzaniu przy jednoosiowym rozciąganiu w temperaturze 823 K. Próby przerywano na różnych etapach i określano stopień zniszczenia poprzez badania mikroskopowe. Wstępna deformacja plastyczna wywoływała nieznaczny wzrost minimalnej prędkości pełzania oraz niewielkie skrócenie czasu do zniszczenia.

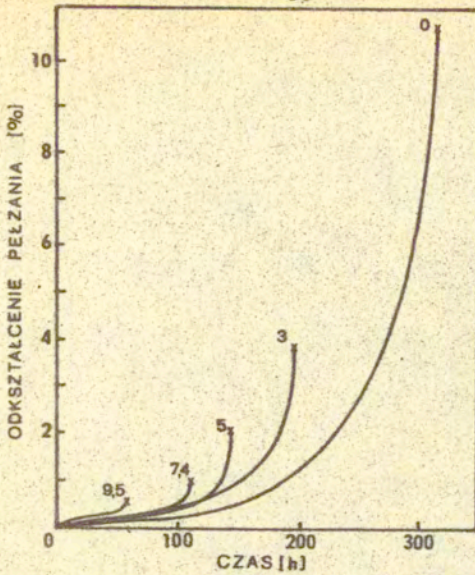
Podobne doświadczenia przeprowadzili M.C.Pandey, A.K. Mukherjee i D.M.R.Taplin /44/ na stopie Inconel X-750 w temperaturze 973 K. Uzyskane krzywe pełzania przy różnych stopniach wstępnej deformacji przedstawiono na rys. 10.

Z wykresów rys. 11 wynika, że ze wzrostem wartości odkształcenia wstępnego minimalna prędkość pełzania praktycznie nie zmienia się, natomiast czas do zniszczenia ulega znacznemu ograniczeniu.

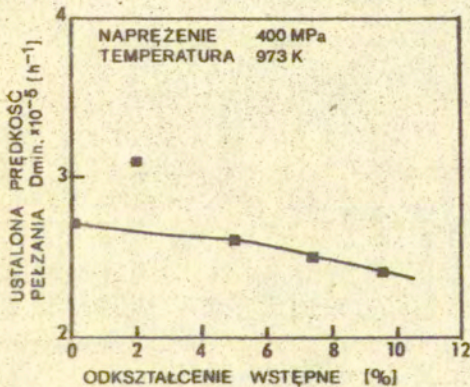
R.T.Marlin, F.Cosandey i J.K.Tien /45/ rozpatrywali na próbkach okrągłych i pełnych zachowanie Inconelu MA 754 poddanego wstępnej deformacji osiągniętej przy pełzaniu w temperaturze 1033 K i naprężeniu 276 MPa.

Po uzyskaniu wymaganego odkształcenia materiał poddawano pełzaniu przy obniżonym poziomie naprężenia do 224 MPa.

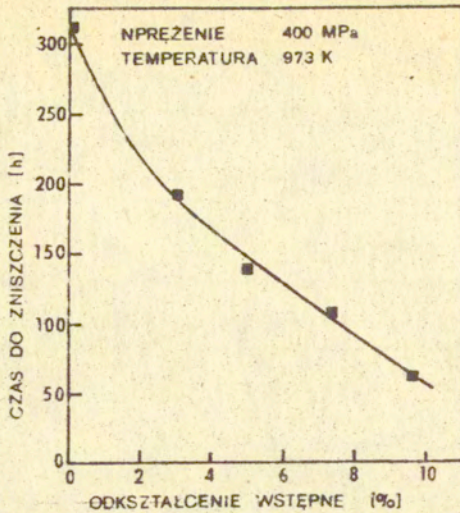




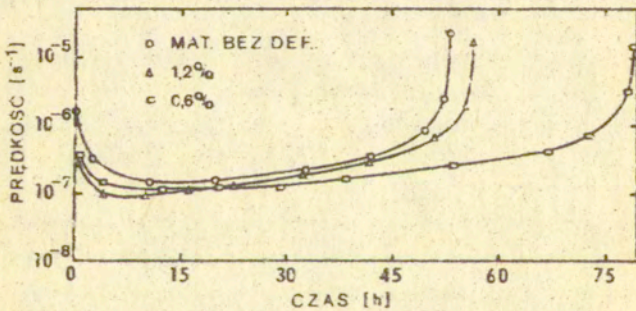
Rys.10. Krzywe pełzania dla Inconelu X-750 poddanego różnym wartościom wstępnej deformacji plastycznej



Rys.11a. Zależność ustalonej prędkości pełzania od wartości deformacji wstępnej



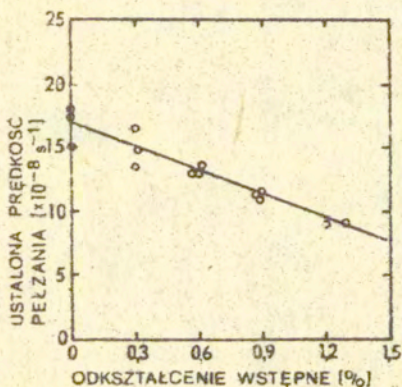
Rys.11b. Zależność czasu do zniszczenia od deformacji wstępnej



Rys.12. Prędkość pełzania w funkcji czasu dla Inconelu MA 754 w temperaturze 1033 K

Na rys. 12 przedstawiono wykresy prędkości pełzania w funkcji czasu dla próbek niezdeformowanych oraz próbek z wprowadzonym odkształceniem wstępnym o wartościach 0,6% i 1,2%. Jak widać pod wpływem zadanej anizotropii skróceniu uległ czas do osiągnięcia minimalnej prędkości pełzania. W odróżnieniu od pracy /44/ nie stwierdzono wyraźnego wpływu początkowej deformacji na czas do zniszczenia.

Na rys. 13 pokazano przebieg zmian ustalonej prędkości pełzania w funkcji wstępnej deformacji. Z wykresu wynika, że materiał ze wzrostem wstępnego odkształcenia umacnia się, w efekcie czego obniza się wartość prędkości w drugim okresie pełzania.

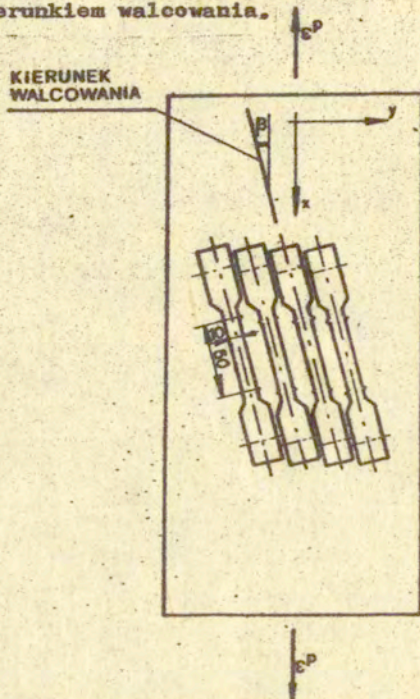


Rys.13. Zależność ustalonej prędkości pełzania od deformacji wstępnej

Przedstawione przykłady dotyczą przypadków jednoosiowych. Ze względu jednak na warunki eksploatacji współcześnie pracujących urządzeń konieczne są badania w stanach złożonych. Jedną z trudności takich prac jest konieczność stosowania skomplikowanego oprzyrządowania.

W pracy Trąpczyńskiego /46/ problem utrzymania dwuosiowego stanu naprężenia rozwiązano wykorzystując metodę doświadczalną zaproponowaną przez W.Szczepińskiego /47/, pole-

gającą na wycinaniu ze wstępnie rozciągniętego arkusza blachy płaskich próbek pod różnymi kątami do kierunku deformacji początkowej. Dla uniknięcia wpływu anizotropii plastycznej na pełzanie, wywołanej walcowaniem blachy, kierunki wstępnego odkształcenia pochyłone były o kąt  $\beta$  do kierunku walcowania, rys. 14 tak więc kierunek wzdłużny badanych próbek zawsze pokrywał się z kierunkiem walcowania.

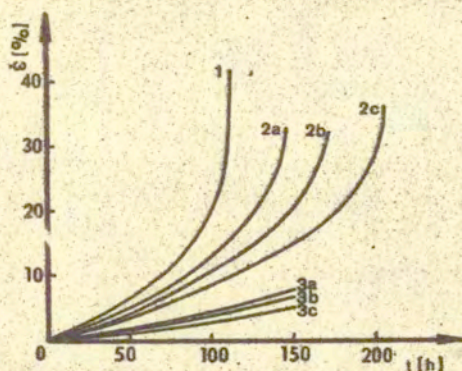


Rys.14. Schemat sposobu wycinania próbek

Wycięte próbki starzono przez pół roku, a następnie poddawano pełzaniu przy jednoosiowym rozciąganiu /  $\sigma_{11} = 111 \text{ MPa}$  / w temperaturze 573 K.

Na podstawie wyników doświadczeń /46/ stwierdzono, że wstępnie zdeformowana czysta miedź - przy pełzaniu wykazuje efekt umocnienia charakteryzujący się zmniejszeniem wartości ustalonej prędkości pełzania, przy czym stopień wzmocnienia uza-

leżniony jest zarówno od kierunku jak i wartości wstępnej deformacji plastycznej, rys. 15.



Rys.15. Porównanie doświadczalnych krzywych pełzania miedzi /46/ 1 - materiał wyjściowy, 2 - materiał po wstępnej deformacji plastycznej  $\epsilon_i^p = 3,5\%$ , 3 - materiał po wstępnej deformacji plastycznej  $\epsilon_i^p = 7,3\%$ , /a,b,c/ - odnoszą się do próbek wyciętych pod kątem  $\beta$  równym odpowiednio /90, 45, 0°

Uzyskane wyniki eksperymentalne opisano poprzez wprowadzenie pojęcia potencjału pełzania. Umocnienie będące efektem wstępnej deformacji plastycznej wyrażono za pomocą dwóch parametrów - izotropowego i kinematycznego, które są funkcjami odkształcenia. Otrzymane według zaproponowanego modelu wyniki były bliskie rezultatom eksperymentalnym.

M.Waniewski /48/ przedyskutował problem wpływu kierunku i wartości wstępnej deformacji plastycznej na pełzanie przy jednoosiowym rozciąganiu miedzianych, cienkościennych próbek rurkowych. Badania przebiegały w dwóch etapach. Na początku przeprowadzono w temperaturze pokojowej deformację plastyczną wzdłuż prostoliniowych trajektorii opisanych w podprzestrzeni odkształceń Iljuszyna /49/.

Dla czterech różnych stosunków  $\sigma_{12}/\sigma_{11}$  odkształcono dwie serie próbek do wartości intensywności odkształcenia równej 3 i 7%. W drugim etapie badań określano doświadczalnie wpływ

kierunku i wartości wstępnej deformacji plastycznej na ustaloną prędkość pełzania.

Wstępnie odkształcone próbki podgrzewano do temperatury 573 K i po 24 godzinach wygrzewania podawano pełzaniu przez 200 godzin przy jednoosiowym rozciąganiu z poziomem naprężenia 49 MPa/, jednakowym dla wszystkich próbek.

Wyniki doświadczalne potwierdziły spostrzeżenia zawarte w pracy /46/. Wprowadzona anizotropia plastyczna umacniała materiał co wyrażało się zmniejszeniem wartości ustalonej prędkości pełzania w stosunku do prędkości dla materiału niezdeformowanego wstępnie. Maksymalne wzmocnienie dla serii próbek o tej samej wartości intensywności odkształcenia plastycznego osiągnięto dla kierunku wstępnej deformacji kolinearnego z kierunkiem pełzania. Ponadto wykazano, że wzrost umocnienia materiału jest proporcjonalny do wzrostu intensywności odkształcenia wstępnego.

Do opisu teoretycznego badań wykorzystano teorię fenomenologiczną, opartą na istnieniu potencjału pełzania oraz podejście wywodzące się z reprezentacji funkcji tensorowych. W przypadku teorii potencjalnej zaproponowano ogólne równanie konstytutywne w postaci

$$(29) \quad \frac{D_{ij}}{D_0} = \frac{3}{2} (F)^{n-1} \frac{S_{ij} - \alpha_{ij}}{R \sigma_0}$$

gdzie  $F$  - potencjał,  $S_{ij}$  - składowe dewiatora naprężenia,  $R$  - skalarny parametr wzmocnienia izotropowego,  $\alpha_{ij}$  - tensorowy parametr wzmocnienia kinematycznego,  $D_0, \sigma_0, n$  - stałe materiałowe.

Wartości minimalnej prędkości pełzania obliczone według równania (29) dały wyniki nie odbiegające od wielkości doświadczalnych /maksymalny błąd nie przekraczał 4%/.

Rezultaty starano się także opisać za pomocą teorii reprezentacji funkcji tensorowych, przedstawionej przez A.Sawczuka i W.Trąmpczyńskiego /50/. Podejście to stanowi rozwinięcie teorii przedyskutowanej przez Boehlera i A.Sawczuka /51/

w odnoszącej się do plastyczności materiałów z wprowadzoną anizotropią.

Sformułowane związki konstytutywne /50, 51/ otrzymano na podstawie zależności matematycznych, bez wnikania w fizyczne własności rozpatrywanych procesów. Przyjmując nieściśliwość materiału, a także niewrażliwość pełzania na ciśnienie hydrostatyczne autorzy /50/ zaproponowali w oparciu o reprezentację funkcji tensorowych prawo konstytutywne pełzania w postaci

$$(30) \quad D_{ij} = f(S_{ij}, Q_{ij})$$

gdzie  $D_{ij}$ ,  $S_{ij}$ ,  $Q_{ij}$  - odpowiednio dewiatory tensorów prędkości odkształcenia i naprężenia przy pełzaniu oraz dewiator tensora wstępnego odkształcenia plastycznego.

Reprezentację tensorową przyjęto w formie zależności liniowej

$$(31) \quad D_{ij} = \psi_1 S_{ij} + \psi_2 (S_{pi} Q_{ip} + Q_{qi} S_{jq})$$

gdzie  $\psi_1, \psi_2$  - skalarnie funkcje zależne od drugich niezmienników tensorów  $S_{ij}, Q_{ij}$ .

Przekształcając zależność (31) otrzymano związek

$$(32) \quad D_{ij} = A \left[ \sqrt{\text{tr}(S_{ij})^2} \right]^{n-1} \left\{ 1 - B \left[ \sqrt{\text{tr}(Q_{ij})^2} \right]^m \right\} S_{ij} + C \left[ \sqrt{\text{tr}(Q_{ij})^2} \right]^r (S_{pi} Q_{ip} + Q_{qi} S_{jq})$$

w którym człon pierwszy uwzględnia wpływ wartości wstępnej deformacji plastycznej na ustaloną prędkość pełzania, a człon drugi efekt niewspółosiowości tensorów  $S_{ij}, Q_{ij}$ .

W równaniu (32) występuje sześć stałych materiałowych  $n, A, m, r, B, C$ , z których dwie pierwsze wyznacza się na podstawie jednościowych prób pełzania a pozostałe według przyjętego programu wstępnej deformacji plastycznej.

Równanie (32) weryfikowano doświadczalnie /48/.

Jednakże zastosowany program badawczy nie pozwolił na zweryfikowanie pełnej formy związku (32), ponieważ przyjęty schemat stanowił przypadek, dla którego zerowała się, z warunku nieściśliwości materiału przy pełzaniu, skalarna funkcja  $\Psi_2$ .

Wyniki przedstawione w /48/ starano się również opisać /52/ równaniem postaci

$$(33) \quad D_{ij} = \frac{3}{2} A_{ijkl} f(\sigma_0) S_{kl}$$

gdzie  $A_{ijkl} / e_{ij}^p /$  jest funkcją tensorową czwartego rzędu, której argumentem jest tensor wstępnej deformacji plastycznej  $e_{ij}^p$ .

Weryfikacja eksperymentalna prawa (33) wykazała, że umocnienie materiału pod wpływem początkowej deformacji, wyrażające się obniżeniem ustalonej prędkości pełzania, uzależnione jest od wartości tej deformacji.

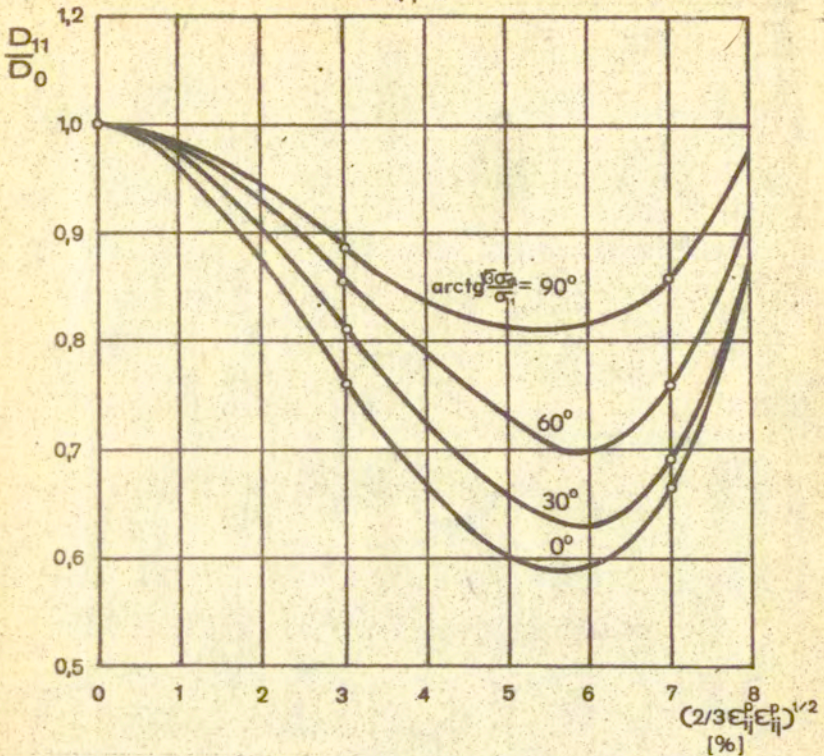
Na rys. 16 przedstawiono krzywe teoretyczne oraz punkty doświadczalne zależności minimalnej prędkości pełzania od stopnia wprowadzonej anizotropii.

Z wykresu wynika, że materiał umacnia się tylko do pewnej wartości odkształcenia wstępnego. Powyżej tej wielkości ulega osłabieniu, które przejawia się wzrostem ustalonej prędkości pełzania.

Brak odpowiedniej ilości wyników doświadczalnych uniemożliwił dokładną ocenę zaproponowanego związku (33).

Obszerne badania dotyczące wpływu wstępnej anizotropii plastycznej na pełzanie w złożonym stanie naprężenia przy zmiennych obciążeniach przedstawiono w /28/. Doświadczenia prowadzono na cienkościennych próbkach rurkowych ze stali 1X18H9T w temperaturze 923 K. Deformację wstępną o intensywności 5% zadawano dla jednej partii próbek przez rozciąganie, dla drugiej - przez skręcanie. Programy obciążeń cyklicznych, według trajektorii prostoliniowych, przyjęto analogicznie do zamieszczonych na rys. 6 w punkcie 3.





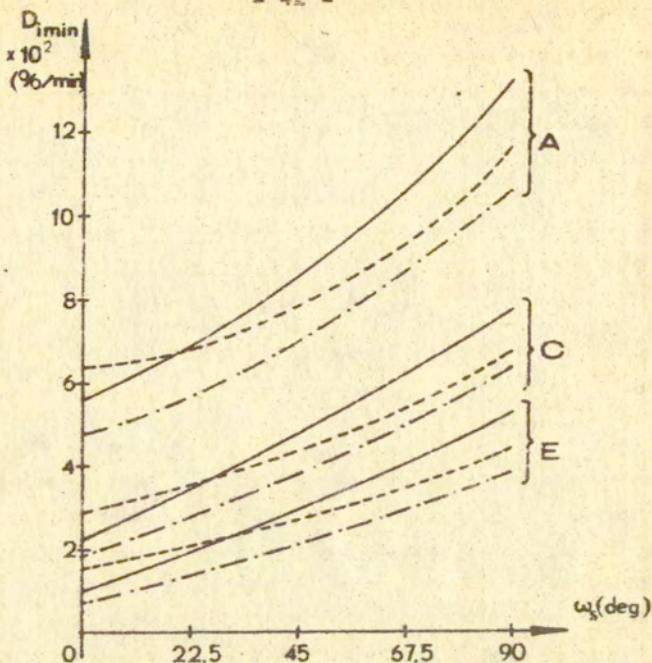
Rys.16. Zależność ustalonej prędkości pełzania od stopnia anizotropii

Na rys.17 przedstawiono zależność intensywności minimalnej prędkości pełzania od rodzaju stanu naprężenia, określonego kątem  $\omega_s = \arctg \sqrt{3} \sigma_{12} / \sigma_{11}$ .

Z rezultatów wynika, że intensywność ustalonej prędkości pełzania uzależniona jest od:

- programu zmiany intensywności naprężenia przy danym  $\Delta \sigma_i = \text{const}$
- trajektorii proporcjonalnego obciążenia
- kierunku wstępnej deformacji plastycznej.

Należy zauważyć, że dla każdego programu oraz trajektorii materiał po wstępnym odkształceniu ulegał osłabieniu, co przejawiało się zwiększeniem prędkości pełzania w drugim



Rys.17. Zależność intensywności ustalonej prędkości pełzania od rodzaju stanu naprężenia dla różnych programów obciążenia /A, C, E - rys.6/  
 /----- materiał wyjściowy, ——— materiał po wstępnej deformacji plastycznej przez rozciąganie,  
 ----- materiał po wstępnej deformacji plastycznej przez skręcanie/

okresie w porównaniu do prędkości dla materiału niezdeformowanego.

Przedyskutowane w tym paragrafie prace o charakterze doświadczalnym wykazują, że wstępna deformacja plastyczna w zależności od rodzaju materiału może powodować umocnienie wyrażającą się obniżeniem ustalonej prędkości pełzania /46, 48/ lub efekt przeciwny /40, 41/. Może także istotnie oddziaływać na czas do zniszczenia, w większości przypadków wyraźnie go skracając /44/.

Ze względu na tak odmienne rezultaty, jedną możliwością poznania wpływu predeformacji na proces pełzania jest objęcie

badaniami eksperymentalnymi jak największej grupy materiałów konstrukcyjnych, głównie w złożonych stanach naprężenia. Wyniki uzyskane z badań powinny służyć modernizacji procesów technologicznych produkcji wyrobów, co z kolei pozwoli na zwiększenie niezawodności projektowanych części oraz bezpieczeństwa personelu obsługującego urządzenie, w których wyroby te zastosowano.

#### 5. Prace dotyczące mikrostrukturalnych mechanizmów zjawiska pełzania

W poprzednim rozdziale przedstawiono niektóre z ważniejszych prac eksperymentalnych dotyczących pełzania oraz zaproponowane na ich podstawie fenomenologiczne teorie dotyczące tego zagadnienia.

Wiadomo, że procesy fizyczne sterujące pełzaniem mogą być bardzo rozmaite u różnych materiałów, natomiast ich zewnętrzny przebieg może być podobny. I właśnie zadaniem podjęcia fenomenologicznego jest przedstawienie zewnętrznej strony tych zjawisk.

Jednakże w ostatnich latach kładzie się coraz większy nacisk na poznanie fizycznych procesów rządzących danym zjawiskiem na poziomie mikro i na tej podstawie budowania równań konstytutywnych, uwzględniających ich przebieg.

Analiza procesów fizycznych zachodzących podczas pełzania stanowi dość skomplikowany problem od strony doświadczalnej, ponieważ wymaga bardzo dużej ilości prób, przerywanych na różnych etapach zaawansowania zjawiska, po czym wykonywane są kosztowne badania mikrostruktury.

Kierunek ten ma aktualnie szansę dynamicznego rozwoju ze względu na powstanie nowoczesnych metod pomiarowych, jak np.:

- metody powierzchniowe
- metody dekorowania /dyslokacje leżące wewnątrz przezroczystych kryształów dekoruje się cząstkami wydzieleni,

ujawniając w ten sposób ich położenie/

- transmisyjna mikroskopia elektronowa
- dyfrakcja promieni X
- mikroskopia polowa oraz polowa mikroskopia jonowa /obie metody ujawniają położenie pojedynczych atomów/

oraz z uwagi na wysoki poziom techniki komputerowej umożliwiającej teoretyczną symulację defektów w kryształach.

Struktura metali złożona jest z atomów tworzących konfiguracje, które powtarzają się okresowo w trzech wymiarach. Rozmieszczenie atomów w kryształach można opisać za pomocą sieci trójwymiarowej, której linie dzielą przestrzeń na jednakowe równoległosciany. Każdy taki równoległoscian stanowi komórkę elementarną. Ułożenie w trzech kierunkach obok siebie jednakowych komórek elementarnych tworzy kryształ.

Kryształy rzeczywistych materiałów zawierają wady typu punktowego, liniowego, powierzchniowego lub objętościowego, które lokalnie zakłócają regularne rozmieszczenie atomów. Każde ciało krystaliczne zbudowane jest z ogromnej liczby pojedynczych kryształów stanowiących oddzielone granicami ziarna o przypadkowej orientacji. Ziarna te zawierają wspomniane wyżej defekty, które determinują określone mechanizmy deformacji.

Wymienione na wstępie nowoczesne metody doświadczalne pozwoliły odkryć wiele mechanizmów deformacyjnych oraz umożliwiły zbudowanie modeli teoretycznych ściśle związanych z zachodzącymi w materiale procesami fizycznymi.

Przełomowym momentem w rozwoju fizycznych koncepcji opisu zjawisk zachodzących przy odkształcaniu materiałów /stad i przy pełzaniu/ było wprowadzenie przez Taylora /53/, w latach trzydziestych bieżącego stulecia, pojęcia dyslokacji, tj. liniowego defektu sieci krystalicznej, które otworzyło nowe możliwości opisu zachowania materiału.

Zmiany zachodzące w ciele podczas pełzania głównie uzależnione są od temperatury i poziomu naprężenia. W większości teorii pełzania przyjmowano koncepcję Beckera mówiącą, że

fluktuacje cieplne atomów, znajdujących się w sieci krystalicznej warunkują możliwość płynięcia plastycznego przy poziomie naprężeń niższym od umownej granicy plastyczności. Zasadniczym jednak mankamentem wspomnianej hipotezy jest nie uwzględnienie wzmocnienia materiału pod wpływem zachodzących odkształceń.

Deformacje materiału zachodzące w czasie pełzania uzależnione są od przebiegu wielu mechanizmów, stąd też zadanie pola naprężeniowego i energii cieplnej nie zawsze dają jednakowy efekt. Może to wynikać z faktu, że poziom energii cieplnej ulega fluktuacjom w nieznacznych objętościach, natomiast przyłożone z zewnątrz pole siłowe działa w całej objętości materiału. Duże znaczenie w tym wypadku odgrywa również jednorodność struktury materiału oraz jej stabilizacja.

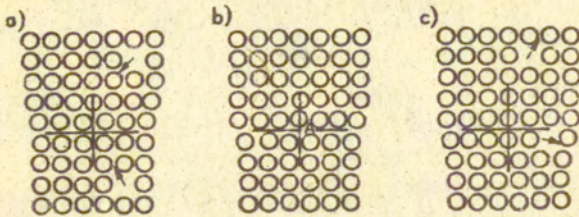
Ostatnie lata dostarczyły sporo materiału doświadczalnego, który stał się podstawą do opracowania bardzo dużej liczby modeli teoretycznych. Opisy ważniejszych z nich można znaleźć w pracach /54, 55/.

Dotychczasowe dyslokacyjne teorie pełzania ustalonego można ogólnie podzielić na dwie grupy, a mianowicie - modele, w których dominującą rolę w procesie pełzania odgrywa prędkość zdrowienia materiału, np. /56, 57, 58/ oraz teorie, gdzie decydujący wpływ na płynięcie posiada zjawisko umocnienia, np. /59, 60/.

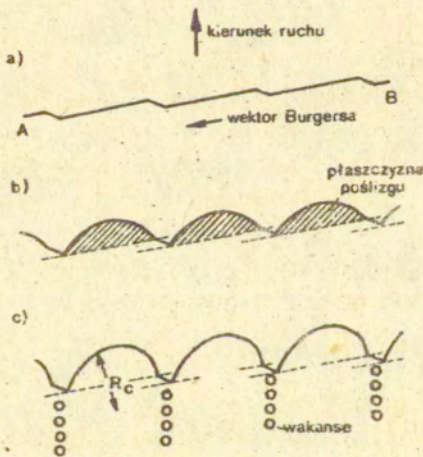
Główny mechanizm odkształcenia pierwszego typu modeli stanowi proces wspinania dyslokacji krawędziowych, rys. 18, w drugim natomiast przypadku prędkość pełzania sterowana jest przez ruch dyslokacji śrubowych z progami, rys. 19 .

Na podstawie rozważań Bailey'a /2/, Orowan /61/ zaproponował równanie wiążące procesy wzmocnienia i zdrowienia w postaci

$$(34) \quad d\sigma = \left( \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \right) d\epsilon + \left( \frac{\partial \sigma}{\partial t} \right) dt$$



Rys.18. Proces wspinania dyslokacji krawędziowej  
/b - dyslokacja krawędziowa o osi pokrywającej się z rzędem atomów A prostopadłym do płaszczyzny rysunku  
a - wspinanie dodatnie  
c - wspinanie ujemne/



Rys.19. Ruch dyslokacji śrubowej z progami  
/a - dyslokacja prostoliniowa w zerowym polu naprężeń; b - wygięcie się międzyprogowych odcinków dyslokacji w płaszczyźnie poślizgu na skutek naprężenia stycznego; c - smugi wakansów powstałych w efekcie ruchu dyslokacji z progami/

gdzie:  $\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} = h$  - współczynnik wzmocnienia

-  $\frac{\partial \sigma}{\partial t} = r$  - prędkość zdrowienia.

Dla drugiego okresu pełzania zakłada się równowagę termodynamiczną pomiędzy wzmocnieniem i zdrowieniem, tj.  $d\sigma = 0$  i wówczas ustalona prędkość pełzania wyraża się związkami  $D = r/h$ .

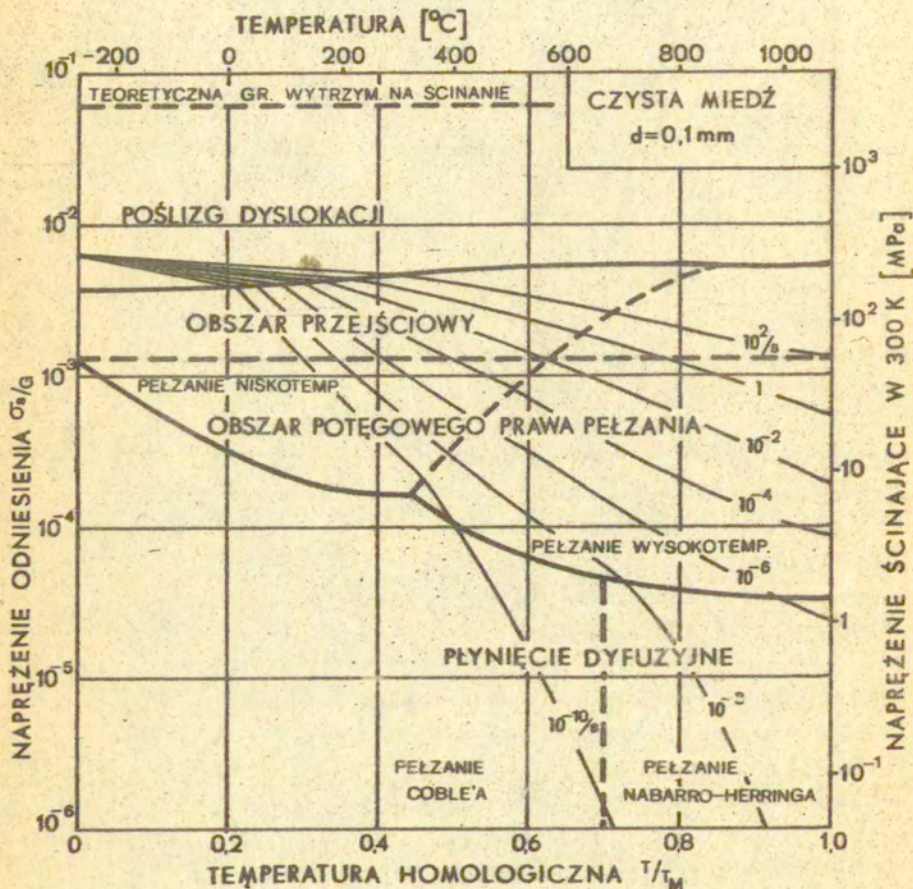
Mitra i McLean weryfikowali doświadczalnie równanie (34) w warunkach zwykłej próby pełzania /62/ oraz przeprowadzając badania zawierające stopniowe ograniczenia poziomu naprężenia /63/.

W obu przypadkach potwierdzono słuszność koncepcji Bailey'a-Orowana.

Całościowego opisu mikromechanizmów sterujących deformacją ciała podjął się Ashby /64, 65/, wprowadzając tzw. mapy mechanizmów odkształcenia, które uwzględniają podstawowe procesy mające wpływ na płynięcie, jak np. poślizg linii dyslokacyjnych, poślizg z uwzględnieniem wspinania dyslokacji, płynięcie dyfuzyjne, przemieszczanie ziaren na skutek poślizgu międzykrystalicznego, bliźniakowanie deformacyjne i inne.

Mapy stanowią wygodne rozwiązanie, które streszcza, dla wybranego materiału, informacje o zakresie dominacji każdego z mechanizmów plastyczności oraz odzwierciedlają wartości prędkości płynięcia przez nie wywołane.

Istnieje kilka rodzajów map. Jedną z odmian, charakteryzującą mechanizmy deformacyjne czystej miedzi, przedstawiono na rys. 20. Jest to wykres o osiach naprężenie odniesienia - temperatura homologiczna, który przedstawia obszary naprężenia i temperatury dla dominujących mechanizmów odkształcenia. Powyższa mapa wyraża zależność pomiędzy trzema zmiennymi makroskopowymi - naprężeniem, temperaturą oraz prędkością odkształcenia. Jeśli mamy wyspecyfikowaną parę zmiennych wówczas mapa może służyć do określenia trzeciej. Do konstrukcji map posługiwano się równaniami prędkości otrzymanymi na podstawie jednego lub kilku mikroskopowych modeli fizycznych.



Rys.20. Mapa mechanizmów deformacyjnych dla miedzi



W górnej części wykresu, rys. 20, wykreślono teoretyczną granicę wytrzymałości na ścinanie, powyżej której następuje natychmiastowe zniszczenie, nawet materiału o idealnej sieci krystalicznej. Przyjmuje się, że wartość tej granicy zależy od struktury krystalicznej waha się w granicach  $G/20 - G/10$ , gdzie  $G$  - moduł ścinania, i jest praktycznie niezależna od temperatury.

Poniżej granicy idealnej wytrzymałości na ścinanie rozciąga się obszar płynięcia poprzez ruch dyslokacji możliwy tylko wówczas, gdy dostępna jest odpowiednia ilość niezależnych systemów poślizgu.

Ruch ten prawie zawsze ograniczony jest przez przeszkody typu wzajemnego oddziaływania ze sobą ruchomych dyslokacji, oddziaływania z substancjami rozpuszczalnymi, osadem lub granicami ziarna. Ponieważ w materiale występuje wiele typów przeszkód, które w rozmaity sposób wpływają na prędkość, autorzy /65/, podzielili je na dwie klasy: tzw. przeszkody ukryte, pojedynczo omijane lub przecinane przez poruszające się dyslokacje oraz bariery dyfuzyjne, które pokonywane są zbiorowo. Dla każdego z wymienionych typów otrzymano różne równania prędkości plastycznego płynięcia.

Kolejne pola map dotyczą mechanizmów odkształcenia, sterujących zjawiskiem pełzania.

Pole nazwane "obszarem przejściowym" obejmuje zakresy temperatur i naprężeń, dla których płynięcie odbywa się jednocześnie na skutek poślizgu oraz wspinania dyslokacji, przy czym wzrost naprężeń powoduje przewagę poślizgu. Natomiast pole określone mianem "potęgowe prawo pełzania" reprezentuje mechanizm płynięcia, dający dodatkowy stopień swobody, w postaci wspinania dyslokacji. Zjawisko to jest charakterystyczne dla podwyższonych temperatur. Jeśli dyslokacja napotka na swej drodze przeszkodę, wówczas może nastąpić wspinanie umożliwiające ich ominięcie i w efekcie poślizg do kolejnej grupy barier, gdzie proces zachodzi ponownie. Wspomniany mechanizm oparty jest, podobnie jak dla poprzedniego pola, na poślizgu

dyslokacji, od wartości którego zależy wartość całkowitego odkształcenia, z tym, że średnia prędkość deformacji określona jest przez etap wspinania. Mechanizmy bazujące na tego typu procesach są przedmiotem rozważań prac Weertmana /57, 58/. Dla obszaru potęgowego prawa pełzania autorzy /65/ przyjęli równanie prędkości deformacji pełzania ustalonego w następującej formie

$$(35) \quad D = \frac{A D_{\text{eff}} G b}{kT} (\sigma_s / G)^n,$$

gdzie: A - stała

k - stała Boltzmana

b - długość wektora Burgersa

$D_{\text{eff}}$  - współczynnik efektywności dyfuzji.

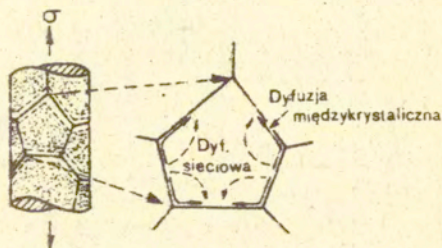
Równanie (35) uwzględnia w zasadzie dwie możliwości. Przy wysokich temperaturach  $T/T_m > 0,5$  i niskich naprężeniach przeważa proces dyfuzji sieciowej i stąd otrzymujemy na mapie obszar pełzania wysokotemperaturowego, natomiast przy niższych temperaturach  $T/T_m < 0,5$  i wyższych naprężeniach dominuje dyfuzja rdzeniowa, co na wykresie odpowiada pełzaniu niskotemperaturowemu.

Harper i Dorn /66/ dowiedli doświadczalnie dla aluminium, że przy stosunkowo niskich naprężeniach występuje mechanizm pełzania charakteryzujący się makroskopowo proporcjonalnością prędkości deformacji do naprężenia. Najwłaściwszym wyjaśnieniem tego faktu jest koncepcja /65/ mówiąca, że pełzanie takie sterowane przez proces wspinania następuje w warunkach, dla których nie zmienia się, wraz z naprężeniem, gęstość dyslokacji. Wspomnianego mechanizmu nie obserwuje się dla miedzi.

Ostatnie pole mapy, rys. 20, zajmuje obszar płynięcia opartego głównie na procesach dyfuzyjnych.

Przyłożone naprężenie powoduje w polikryształe zmianę potencjału chemicznego atomów  $P_H$  na powierzchniach ziaren, przy czym ciśnienie hydrostatyczne zmienia  $P_H$  w każdym

miejscu o jednakową wartość, natomiast składowa dewiatorowa wprowadza gradient potencjału poprzez nierównomierną zmianę  $P_H$  na powierzchniach poszczególnych ziaren. W wysokich temperaturach wspomniana różnica potencjałów stymuluje powstanie dyfuzyjnego strumienia materii przez powierzchnie ziaren lub wzdłuż ich granic, rys. 21, prowadząc do deformacji ciała.



Rys.21. Proces płynięcia dyfuzyjnego poprzez transport materii przez powierzchnie ziaren oraz wzdłuż ich granic

Do obliczeń prędkości pełzania ustalonego w rozpatrywanym polu autorzy /65/ wykorzystali równanie

$$(36) \quad D = \frac{42 \sigma_s \Omega}{k T d^2} D_{eff2}$$

gdzie:  $D_{eff2} = D_v \left[ 1 + \frac{\pi g D_b}{d D_v} \right]$

$D_v$  - współczynnik dyfuzji sieciowej

$D_b$  - współczynnik dyfuzji międzykrystalicznej

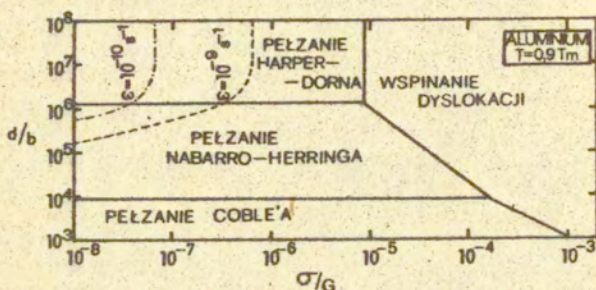
$g$  - efektywna grubość granicy

$\Omega$  - objętość atomowa.

Równanie (36) uwzględnia dwa przypadki. W wysokich temperaturach prędkość deformacji kontrolowana jest przez dyfuzję sieciową, a wynikające stąd płynięcie znane jest pod nazwą pełzania Nabarro-Herringa /67, 68/, natomiast w niskich temperaturach kontrolę nad prędkością spełnia głównie dyfuzja międzykrystaliczna, a zachodzące zjawisko nosi nazwę pełzania Coble'a /69/.

Oba przypadki mają zastosowanie do materiałów polikrystalicznych pod warunkiem założenia całkowitego zablokowania ruchu dyslokacji. Opisana sytuacja występuje przy niskich poziomach naprężenia.

Nieco inną koncepcję map mechanizmów deformacyjnych, znacznie prostszą w porównaniu do przedstawionej wyżej, zaproponowali Mohamed i Langdon /70/. Ich wykresy dotyczą mechanizmów odkształcenia, towarzyszących tylko procesowi pełzania w stanie ustalonym, rys. 22.



Rys.22. Mapa mechanizmów deformacyjnych dla pełzania ustalonego /66/

Oś rzędnych charakteryzuje zmianę wielkości ziarna odniesioną do długości wektora Burgersa  $/d/b/$ , natomiast oś odciętych określa poziom naprężenia odniesionego do wartości modułu ścinania  $/\sigma/G/$ .

Przedstawione w publikacjach /64, 65, 70/ metody opracowywania rezultatów doświadczalnych dostarczają w bardzo wygodnej formie szerokiego zakresu informacji o zachowaniu materiału. Równania konstytutywne dla poszczególnych modeli płynięcia budowane są w oparciu o fizyczne podstawy zachodzących zjawisk przy deformacji ciała w rozmaitych warunkach.

Szczególnie cenną zaletą wspomnianego podejścia stanowi możliwość ekstrapolowania otrzymanych równań poza obszar wyników doświadczalnych, podczas gdy czysto empiryczne równania na to nie pozwalają.

Duże zainteresowanie w kompleksowym opracowywaniu zachowania materiałów w złożonych warunkach obciążenia i temperatury każe upatrywać w mapach mechanizmów deformacyjnych podstawowego źródła skondensowanych informacji, które można wykorzystywać do:

- szybkiego, przybliżonego oszacowania prędkości odkształcenia lub wartości całkowitego odkształcenia poszczególnych elementów konstrukcji,
- identyfikacji mechanizmu odkształcenia a stąd wybrania określonego równania lub równań konstytutywnych, które powinny być stosowane do obliczeń danej części,
- projektowania składu stopów metali,
- projektowania badań doświadczalnych,
- ustalania warunków procesów obróbki metali.

Konkretne przykłady zastosowań map można znaleźć w pracy /65/.

Przedstawione sposoby /64, 65, 70/ opisu własności poszczególnych materiałów stanowią uogólnienie dla ogromnej ilości powstałych modeli teoretycznych, a jednocześnie są streszczeniem znacznej ilości danych eksperymentalnych, potwierdzających dla danego mikroprocesu słuszność zaproponowanych równań konstytutywnych. Dlatego też wydaje się, że jedną z najwłaściwszych aktualnie dróg do otrzymania optymalnych związków pełzania jest wzajemne powiązanie podejścia fenomenologicznego oraz mikrostrukturalnego.

### III. TECHNIKA PRÓB PEŁZANIA

#### 1. Główne czynniki wpływające na rodzaj techniki badań pełzania

Współcześnie wykorzystywane techniki prowadzenia badań pełzania uzależnione są głównie od takich czynników jak:

- rodzaj realizowanego stanu naprężenia,
- rodzaj próbki,
- warunki próby.

Wymienione czynniki mają zasadniczy wpływ na rodzaj aparatury badawczej oraz sposób przeprowadzania doświadczeń.

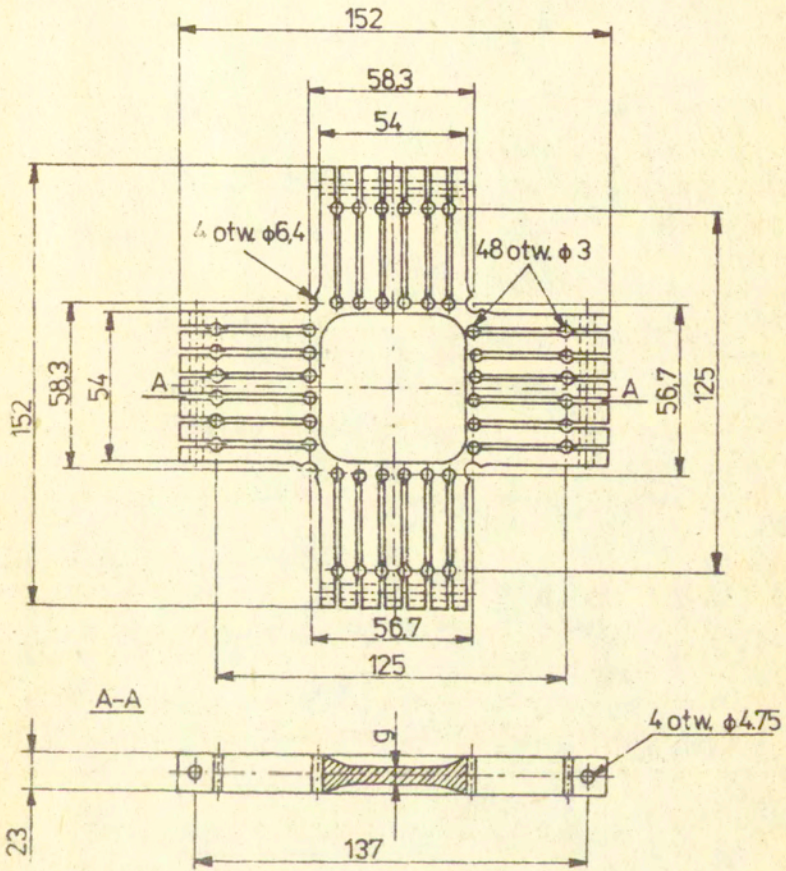
Większość opisywanych w literaturze prac eksperymentalnych z zakresu pełzania przeprowadzono w jednoosiowych stanach naprężenia. Postępujący rozwój techniczny, efektem którego jest wzrost obciążeń i temperatur w jakich pracują współczesne urządzenia, spowodował konieczność badań materiałów w złożonych stanach naprężenia. Ponieważ realizacja badań w trójosiowych stanach naprężenia jest z przyczyn technicznych bardzo utrudniona, doświadczenia pełzania najczęściej przeprowadza się w stanach płaskich.

Istotnym czynnikiem wpływającym na konstrukcję pełzarki oraz jej oprzyrządowanie jest wybór próbki.

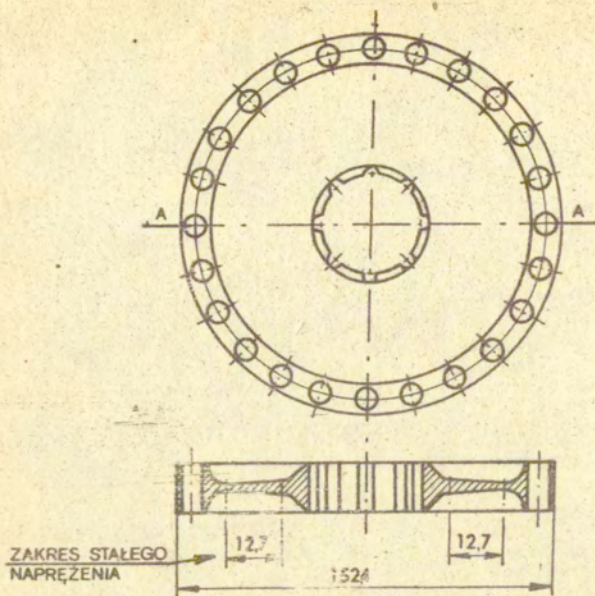
Dotyychczas do badań pełzania przeważnie wykorzystywane próbki okrągłe pełne lub rurkowe, próbki płaskie, próbki krzyżowe, rys. 23 oraz próbki w kształcie dysku rys. 24.

Dla każdego typu próbki konieczna była nowa koncepcja konstrukcji pełzarki oraz sposobu pomiaru deformacji.

Niektóre z aktualnie stosowanych urządzeń pracują w specyficznych warunkach takich jak napromieniowanie, próżnia, środowisko wywołujące przyspieszoną korozję. Stwarza to konieczność przeprowadzania badań uwzględniających wymienione czynniki. Doświadczenia takie wymagają jednak odrębnej kons-



Rys.23. Próbka krzyżowa



Rys. 24. Próbką o kształcie dysku

trukoji aparatury badawczej oraz rozwiązania szeregu skomplikowanych problemów dotyczących wykonania prób. W dalszej części pracy zostanie to przedyskutowane na wybranych przykładach.

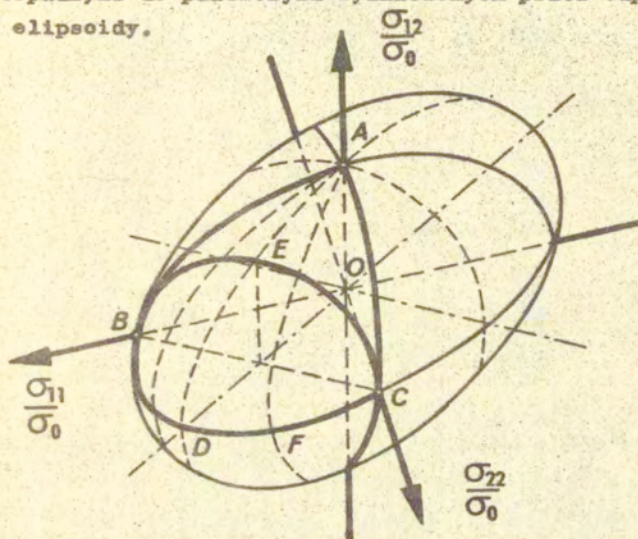
## 2. Techniki badań pełzania w płaskim stanie naprężenia

Możliwe przypadki realizacji badań w płaskich stanach naprężenia można graficznie przedstawić przez punkty leżące na powierzchni elipsoidy, rys. 25. Nakreślona powierzchnia jest geometrycznym odwzorowaniem przyjęcia funkcji potencjału, dla materiału izotropowego, w postaci drugiego niezmiennika tensora naprężenia - co w teorii plastyczności równoznaczne jest z kryterium Hubera-Misesa /8/



$$(37) \quad \left[ \sigma_{11}^2 - \sigma_{11}\sigma_{22} + \sigma_{22}^2 + 3\sigma_{12}^2 \right]^{1/2} = \text{const.}$$

Na powierzchni elipsoidy można wyróżnić pewne charakterystyczne elipsy, które reprezentują określone stany obciążenia próbek realizowane w różnych technikach doświadczalnych. Elipsy powstają w wyniku przecięcia elipsoidy płaszczyznami prostopadłymi do płaszczyzn wyznaczonych przez odpowiednie osie elipsoidy.



Rys.25. Powierzchnia potencjału Hubera-Misesa dla materiału izotropowego w płaskim stanie naprężenia

Elipsa AB i AC odpowiada różnym kombinacjom rozciągania i skręcania cienkościennych próbek rurkowych.

Elipsa BDC odpowiada rozciąganiu cienkościennych próbek rurkowych przez różne kombinacje siły osiowej i ciśnienia wewnętrznego. Przypadek ten można także realizować przez dwuosłowe rozciąganie próbek krzyżowych.

Elipsa AD i AF odpowiada deformowaniu cienkościennych próbek rurkowych przez różne kombinacje momentu skręcającego oraz ciśnienia wewnętrznego.

Elipsa BEC reprezentuje stany naprężenia uzyskiwane przez

jednoosiowe rozciąganie, wstępnie zdeformowanych próbek płaskich pod różnymi kątami w stosunku do osi  $\sigma_{11}/\sigma_0$ .

Punkt A odpowiada przypadkowi czystego skręcania cienkościennych próbek rurkowych. Stan ten można również otrzymać stosując dysk Andrade.

Przedstawione doświadczalne sposoby realizacji płaskiego stanu naprężenia nie pozwalają na określenie własności materiału dla całej przestrzeni płaskiego stanu naprężenia. Jednak ich wyniki uzupełniając się, dają szerszy wachlarz danych o rozpatrywanym materiale.

### 3. Problemy związane z realizacją doświadczeń pełzania na przykładzie cienkościennych próbek rurkowych

Rozciąganie ze skręcaniem cienkościennych próbek rurkowych, realizowane przy pomocy pełzarek mechanicznych, w których obciążenie przykładane jest przez zastosowanie ciężarków, należy do najczęściej spotykanych metod badawczych pełzania w płaskim stanie naprężenia. Różnice tej techniki w porównaniu do analogicznej stosowanej w badaniach plastyczności wynikają z cech procesu pełzania takich jak długotrwałość obciążenia i podwyższona temperatura z czym wiąże się utrudniony dostęp do próbki oraz umieszczenie wyprowadzeń urządzeń pomiarowych wewnątrz pieca.

Realizacja doświadczeń pełzania wymaga rozwiązania szeregu zagadnień, z których najważniejsze to:

1. zapewnienie stałości naprężenia w całym przedziale czasu trwania doświadczenia
2. dokładne przeniesienie obciążenia z szalek obciążających na próbkę
3. rozdzielenie jednocześnie działających układów obciążenia osiowego oraz skręcającego
4. minimalizacja zginania
5. odpowiedni dobór wymiarów próbki

6. dokładny pomiar odkształceń
7. zapewnienie stałości temperatury oraz jednorodnego jej rozkładu na części pomiarowej próbki.

### 3.1. Stałość naprężenia w całym przedziale czasu trwania doświadczenia

Większość, cytowanych w literaturze, wyników doświadczalnych z zakresu pełzania dotyczy prób wykonanych w warunkach stałego obciążenia przy założeniu, że wielkość zmiany przekroju poprzecznego próbki wywołana odkształceniami osiowymi jest pomijalnie mała. Jest to słuszne jedynie w przypadku małych deformacji.

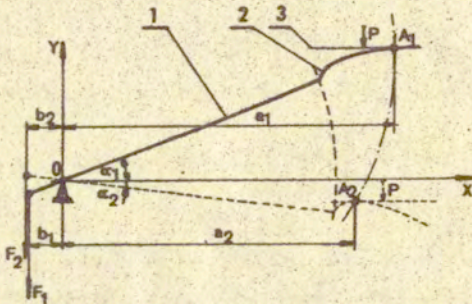
Większe znaczenie mają próby realizowane przy stałej wartości naprężenia, ponieważ w związkach definiujących proces pełzania, prędkość płynięcia najczęściej jest potęgową funkcją naprężenia

$$(38) \quad \frac{D_{ij}}{D_0} = \left( \frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0} \right)^n$$

Nawet niewielki błąd w naprężeniu ma istotny wpływ na prędkość deformacji, szczególnie przy wyższych wartościach stałej materiałowej  $n$ .

Realizacja badań pełzania przy stałym naprężeniu utrudniona jest z uwagi na zmianę, w czasie trwania procesu, pola przekroju poprzecznego próbki, z czym wiąże się zmiana wartości naprężenia. Na problem ten zwrócił uwagę już da Costa Andrade /1/. Dla zapewnienia stałości naprężenia w okresie trwania próby Andrade zastosował odpowiednio wyprofilowane odważniki, które zanurzając się w wodzie kompensowały zmniejszenie się przekroju poprzecznego próbki. Rozwiązanie Andrade, chociaż proste, miało jednak wady, z których najważniejsze to konieczność dokładnego kształtowania obciążników oraz problem uwzględniania parowania cieczy.

Współcześnie problem stałości naprężenia rozwiązywany jest przez zastosowanie krzywkowych układów dźwigniowych, które zapewniają zmianę obciążenia próbki wraz ze wzrostem odkształceń, tak by zachować stałe naprężenie w części pomiarowej próbki.



Rys. 26. Schemat kinematyczny krzywkowego układu dźwigniowego

Na rys. 26 przedstawiono schemat mechanizmu automatycznej regulacji obciążenia pod wpływem wydłużenia próbki dla pelzarki stosowanej przez Hostińskiego i Cadeka /71/. Dźwignia 1 połączona jest z krzywką 2 stykającą się z płaską płytką 3, przez którą przykładane jest obciążenie. Dźwignia 1 obraca się wokół punktu O w płaszczyźnie określonej przez osie X, Y.

Płytkę 3 pozostaje stale w położeniu równoległym do osi X.

Przyłożone obciążenie P wywołuje siłę F, działającą na próbkę, o wartości  $F = \frac{a}{b} P$ . Zmiana obciążenia uzależniona jest od wydłużenia próbki co przykładowo przedstawiono na rys. 26. W początkowym położeniu siła działająca na próbkę wynosi  $F_1 = \frac{a_1}{b} P$ , natomiast w końcowym  $F_2 = \frac{a_2}{b} P$  /założono, że zmiana długości ramienia b jest pomijalnie mała/. Zmiana od początkowej do końcowej wartości siły odbywa się w sposób ciągły wraz ze zmianą wydłużenia próbki.

Aby otrzymać zależność zmiany obciążenia od wydłużenia próbki posłużono się kryterium stałej objętości tj. założono, że objętość części pomiarowej próbki nie zmienia się podczas doświadczenia i wówczas warunek stałości naprężenia wyrażono w postaci

$$(39) \quad \sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{kh} = \frac{F_i l_i}{V} = \text{const}$$

$V = Khl$ , gdzie  $k$ ,  $h$ ,  $l$  - wymiary próbki,  $V$  - objętość. Kąt obrotu dzwigni uzależniony jest od długości próbki

$$(40) \quad \alpha_i = \arcsin\left(\frac{l_i - l_0}{b}\right), \text{gdzie } l_0 - \text{długość próbki przy } \alpha = 0^\circ$$

Korzystając z tych zależności sformułowano związki określające współrzędne profilu krzywki.

Na rys. 27 przedstawiono budowę peizarki, w której zastosowano omówiony schemat mechanizmu krzywkowego. Główną dźwignię 1 stanowi belka wykonana ze stopu aluminium, która utrzymywana jest na łożyskach kulkowych zamontowanych w obudowie. Dźwignia oraz górne cięgno 11 są równoważone poprzez przeciwwagi 17 i 18.

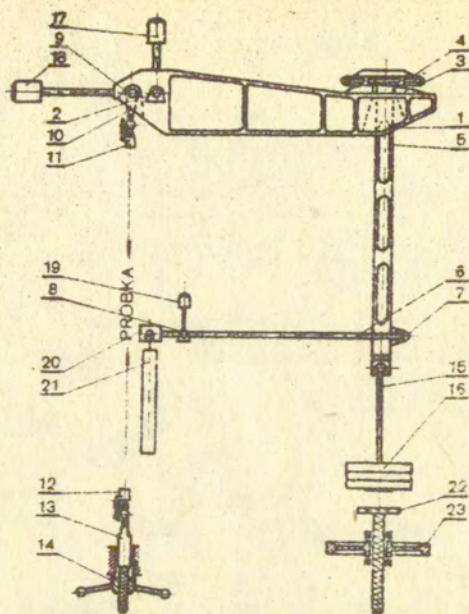
Profil krzywki 3 styka się z płaską płytką 4, która połączona jest z prętem 5 oraz prętem rozpierającym 6.

Aktualnie przyłożone obciążenie 16 przenoszone jest za pomocą cięgna 15 poprzez połączenie kulowe.

Ażeby na początku badania na próbkę nie działały żadne siły, elementy konstrukcji peizarki 6, 5, 15 równoważone są przez przeciwwagi 20, 21, 19.

Innym przykładem zastosowania mechanizmu krzywkowego dla otrzymania stałego naprężenia w przekroju poprzecznym badanej próbki jest rozwiązanie przedstawione w pracy /72/.

Peizarka opisana w /72/ przeznaczona jest do badań próbek na peizanie przy niskich poziomach naprężenia, co ma istotne znaczenie w przypadku określania własności materiałów w pobliżu punktu topnienia.

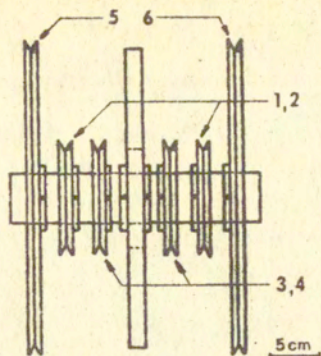


Rys.27. Schemat pelzarki / 1 - dźwignia, 2 - łożysko, 3 - krzywka, 4 - płytka, 5 - pręt, 6 - rozpórka, 7,8,9 - łożyska, 10 - górny przegub, 11 - górne ciężno, 12 - dolne ciężno, 13 - dolny przegub, 14 - mechanizm regulujący, 15 - ciężno, 16 - obciążniki, 17-21 - przeciwwagi, 22 - podtrzymała, 23 - koło zamachowe/

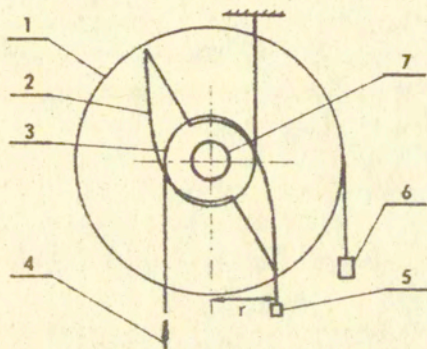
Urządzenie zawiera sześć krążków oraz krzywkę obciążającą, które zamocowane są na wspólnym wale, rys. 28. Krążki 1, 2 wykorzystuje się do zawieszenia układu na sztywnej ramie, następne dwa krążki 3,4 - do przykładania obciążenia, a krążki 5,6 - do równowazenia całego układu. Z uwagi na symetrię krzywki położenie równowagi jest niezależne od jej pozycji.

Zasada obciążenia zilustrowana została na rys. 29.

Przykładane obciążenie, umieszczone na szalce, przenoszone jest na krzywkę poprzez elastyczną taśmę stalową, a stąd na próbkę. Deformacja próbki podczas badań powoduje obrót



Rys.28. Schemat ułożenia krążków i krzywki na wale w pełzarkce Yavari i Langdona



Rys.29. Schemat działania pełzarki /1 - krążek równoważący, 2 - krzywka, 3 - krążek przenoszący obciążenie na próbkę, 4 - efektywna siła działająca na próbkę, 5 - obciążenie, 6 - przeciwwaga, 7 - wał/

krzywki zmniejszając ramię działania  $r$  przyłożonej siły oraz obrót poszczególnych krążków, tak że utrzymana jest stałość naprężenia w przekroju poprzecznym części pomiarowej próbki.

Do wyprowadzenia związków określających współrzędne profilu krzywki założono, podobnie jak w rozwiązaniu /71/,

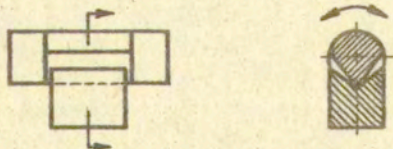
że próbka odkształca się jednolicie z zachowaniem stałej objętości.

Na podstawie omówionych rozwiązań można przyjąć, że ogólna zasada działania peizarek z układami krzywkowymi opiera się na założeniu, że wydłużenie odkształczanych próbek powoduje obrót krzywkowej dźwigni, do której przyłożone jest obciążenie, wskutek czego zmienia się długość ramienia działania siły tak, aby zachować stałą wartość naprężenia.

### 3.2. Dokładność przeniesienia obciążenia na próbkę

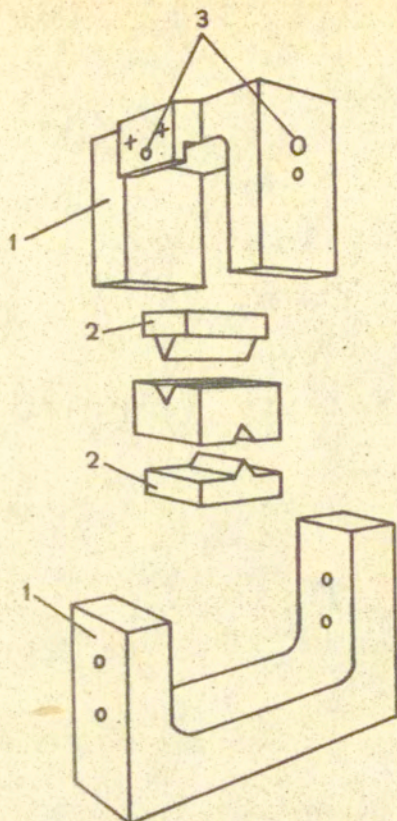
W zazwyczaj stosowanych peizarkach obciążenie przenoszona jest na próbkę przy pomocy układów mechanicznych. Ze względu na stosowanie w związkach peizania zależności potęgowej typu (38) istotną cechą urządzeń badawczych jest dokładne przeniesienie przyłożonego obciążenia na próbkę. Jest to szczególnie ważne przy realizacji programów obciążeń zmiennych.

Dokładność przenoszonego obciążenia w próbach peizania zakłócona jest przez tarcie występujące w połączeniach kinematycznych układów obciążających oraz przez ukośne ustawienie dźwigni przelozeniowej układu rozciągającego. Aby zminimalizować efekt tarcia, elementy łączy się przy pomocy łożysk typu "ostrze noża" /rys. 30/ lub połączeń typu "szekla" /rys. 31/.



Rys.30. Łożysko typu "ostrze noża"





Rys. 31. Połączenie typu "szekla"

Rozwiązania takie zastosowano w układzie obciążenia osiowego dla urządzenia opisanego w pracy /73/, gdzie na połączeniach tego typu oparto ramię obciążające oraz krążki przenoszące obciążenia systemu skręcającego.

Na dokładność przenoszenia obciążeń znaczny wpływ ma poziome ustawienie dźwigni. W czasie trwania doświadczenia próbka ulega wydłużeniu powodując kątową zmianę położenia dźwigni, co zmienia ramię działania przyłożonej siły oraz odchyła oś próbki od położenia pionowego, wprowadzając dodatkowy moment zginający.

Dla uniknięcia tego typu efektów w pewnych rozwiązaniach /48/ pełzarki wyposażone są w automatyczny czujnik, którego sygnał steruje pracą układu poziomującego dźwignię. Istotnym zagadnieniem w takim przypadku jest odpowiednie dobranie przełożenia przekładni ślimakowej, tak aby każdorazowe uruchomienie nie miało wpływu na przebieg trwającego eksperymentu.

### 3.3. Rozdzielenie jednocześnie działających układów obciążenia osiowego oraz skręcającego

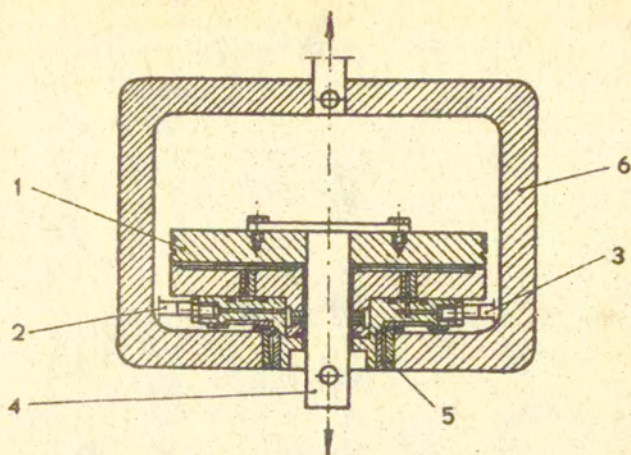
Podstawowym problemem jaki należy rozwiązać przy badaniach pełzania w płaskim stanie naprężenia realizowanym przez rozciąganie i skręcanie jest rozdzielenie jednocześnie działających systemów obciążenia.

Pomiędzy skrętnym a rozciągającym układem obciążającym może pojawić się dodatkowe obciążenie badanego elementu w postaci momentu zginającego.

Dla wyeliminowania tego efektu stosuje się uniezależnienie obu systemów przez wprowadzenie łożysk mechanicznych, powietrznych lub hydraulicznych.

W najprostszych rozwiązaniach /np. 48/ wykorzystuje się łożyska mechaniczne zbudowane z układów łożysk kulkowych, walczkowych lub igielkowych. Rozwiązania takie nie rozdzielają całkowicie współdziałających układów obciążania, ponieważ pozostaje tarcie pochodzące od współpracy elementów łożysk tecznych. Stąd zachodzi konieczność pomiaru tarcia w łożysku w zależności od siły osiowej. Poza tym przy badaniach szczególnie długotrwałych elementy toczne wciskają się w bieżnie powodując niezdatność łożyska do pracy.

W pełzarce Trąpczyńskiego, Morrisona i Topliesa /74/ dla uniezależnienia układu rozciągającego od skręcającego zastosowano łożysko powietrzne /rys. 32/.



Rys. 32. Łożyisko powietrzne

Konstrukcja tego urządzenia umożliwia wytworzenie poduszki powietrznej pomiędzy dyskiem skręcającym 1 a podporą 6, powodującej beztarciowe rozdzielenie obu systemów obciążania. Poduszka powietrzna wytworzona jest również pomiędzy trzpieniem 4 dysku skrętnego a podporą 6, zapewniając centryczne położenie tegoż trzpienia w podporze.

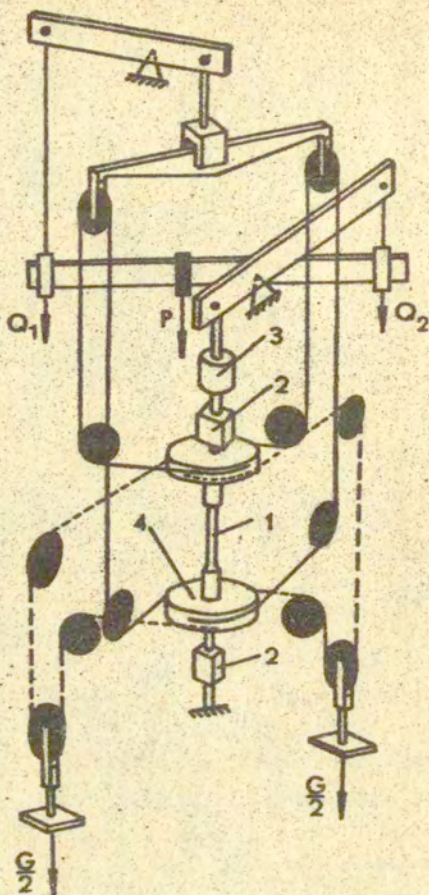
Doprowadzenie sprężonego powietrza do łożyska odbywa się poprzez kanały 2 i 3. W przypadku uszkodzenia kompresora funkcję rozdzielenia jednocześnie działających systemów obciążania przejmuje kształtowe łożysko igielkowe 5.

Podobną budowę posiada łożysko powietrzne zastosowane w pełzarce WT-1 opisanej w rozdziale IV.

W pełzarce Fidelity'a i Gjelsvik'a /73/ uniezależnienie układów osiągnięto przez zastosowanie łożyska hydraulicznego 3, rys. 33.

Przyrząd ten, rys. 34, zbudowany jest z tłoka, utrzymywanego w równowadze przez oddziaływanie na niego ciśnienia oleju przepływającego w obiegu zamkniętym.

Olej podawany jest z pompy do komory cylindra i może swobodnie przepływać między tłokiem a cylindrem.

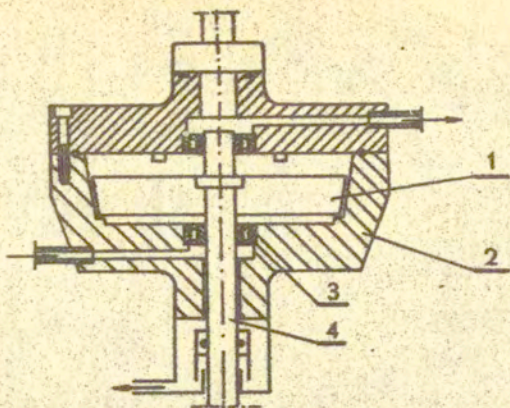


Rys. 33. Urządzenie  
Findley'a  
i Gjelsvik'a

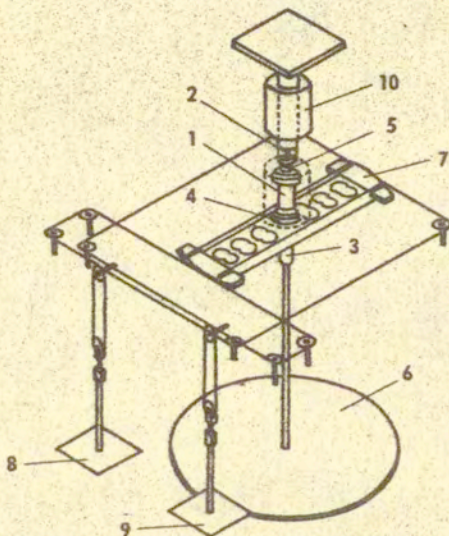
Wielkość wydatku przepływającej cieczy jest regulowana. W celu zapewnienia osiowości tłoka, jego trzpień został zamontowany w łożyskach walczkowych.

Znacznie prostszy układ zastosowano w pelzarce Philipsea /75/, której schemat przedstawiono na rys. 35.

W rozwiązaniu tym nie ma konieczności rozdzielania systemu obciążenia rozciągającego od skrętnego, ponieważ próbka w kierunku osiowym obciążana jest bezpośrednio z szalki 6.



Rys. 34. Łożyisko hydrauliczne /1 - tłok, 2 - cylinder, 3 - łożysko walczkowe, 4 - trzpień/



Rys. 35. Schemat pelzarki Philipsa /1 - próbka, 2,3 - przeguby uniwersalne, 4,5 - uchwyty, 6 - szalka układu rozciągającego, 7 - belka skrętna, 8,9 - szalki układu skręcającego, 10 - piec/

Skręcanie realizowane jest przy pomocy obciążników umieszczonych na szalkach 8 i 9, które przez system linek i krążków wywołują moment skręcający ramienia 7, przymocowanego do próbki 1.

Wadą przedstawionego układu jest konieczność stosowania dużych obciążeń osiowych, co wynika z braku przełożenia.

### 3.4. Minimalizacja zginania

Główną przyczyną powstawania dużych rozrzutów w doświadczalnych wynikach pełzania stanowi zginanie próbki, które określane jest zazwyczaj /76/ wzorem

$$(41) \quad z(\%) = 100 \left[ \frac{E_1 - E_2}{E_1 + E_2} \right] = 8(\delta/d)100 \quad ,$$

gdzie  $E_1$ ,  $E_2$  są wartościami odkształceń mierzonych po przeciwnych stronach średnicy próbki w kierunku osiowym.

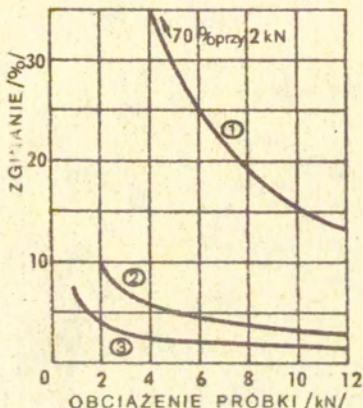
Zginanie próbki podczas badań pełzania w płaskich stanach naprężenia powstaje na skutek

- niewspółosiowości górnego i dolnego uchwytu zespołu obciążającego
- niewspółosiowości próbki z prętami obciążającymi
- niedokładności wykonania oraz zamocowania próbki
- odchyłek od prostoliniowości cięgien mocujących próbkę w systemie obciążającym
- oddziaływania pomiędzy skrętnym a rozciągającym układem obciążenia
- tarcia w elementach łączących.

Większość publikacji, dotyczących wpływu zginania na wyniki doświadczalne przedstawia to zagadnienie na przykładzie jednoosiowego rozciągania. Dokładny opis sposobów określania niewspółosiowości oraz dyskusję na temat potrzeby takich badań możemy znaleźć w pracach Penny, Leckie /77/, Christ,

Swanson /78/, Wu, Rummeler /79/.

Penny, Ellison, Webster /80/ przeprowadzili analizę zależności wartości momentu zginającego od rodzaju uchwytów mocujących próbkę w maszynie wytrzymałościowej przy jednoosiowym rozciąganiu, rys. 36.



Rys. 36. Zginanie próbki w funkcji obciążenia dla różnego typu uchwytów

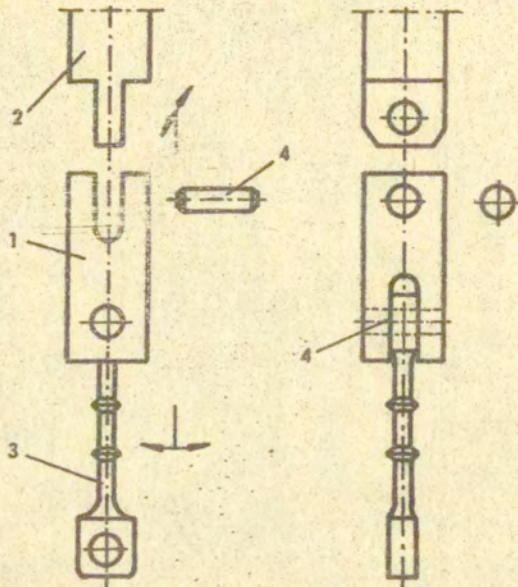
Badaniom poddano maszyny wytrzymałościowe stosujące połączenia gwintowe 1, połączenia kulowe 2 oraz połączenia z wykorzystaniem przegubów Cardana 3.

Połączenie gwintowe próbki z prętami obciążającymi jest złączeniem stosunkowo sztywnym, które wprowadza duży moment zginający nakładający się na zadane pole naprężenia. Tego typu zamocowanie próbki do badań pełzania charakteryzują dwie wzajemnie wykluczające się konieczności. Z jednej strony wymagane jest wykonanie gwintu o bardzo małych tolerancjach, z drugiej natomiast - dopasowanie gwintów powinno wykluczać możliwość zapieknięcia się połączenia pracującego pod obciążeniem i w podwyższonej temperaturze.

W próbach jednoosiowych, połączenie typu kulowego zapewnia osiągnięcie dobrej osiowości. Opis różnych wariantów zastosowania połączeń kulowych można znaleźć w pracy Christa

i Swanson /79/. Zasadniczą wadą tego mocowania jest brak możliwości przenoszenia momentu skręcającego.

W pracy /80/ wykazano, że zastosowanie przegubów Cardana /tzw. złącza uniwersalne rys. 37/ przy łączeniu próbki z prętami obciążającymi zmniejsza wpływ zginania do wartości 5% w przypadku jednoosiowego rozciągania.



Rys. 37. Złącze uniwersalne /1 - głowica połączenia, 2 - ciągnio, 3 - próbka, 4 - kołki/

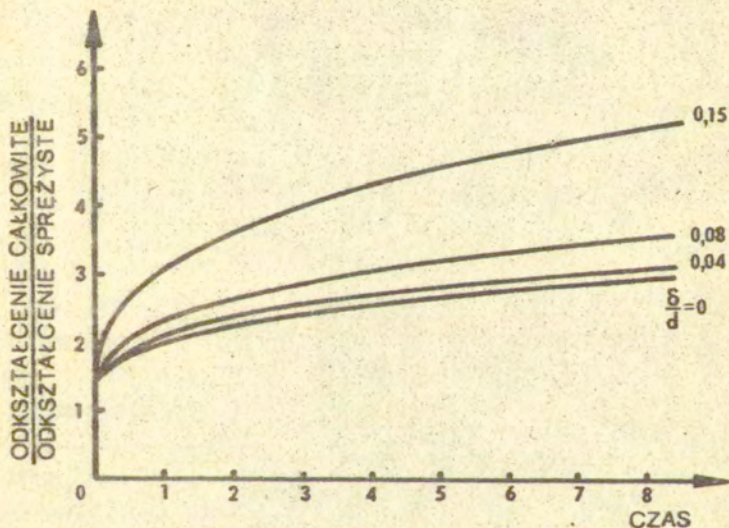
Jeszcze lepszy efekt uzyskano w peizarcie do badań jednoosiowego rozciągania stosowanej przez Salima /81/, w której w zespole obciążającym zastosowano przeguby typu "szekla", rys. 31. Zamocowanie takie posiada także urządzenie Findley'a i Gjelsvik'a /73/, rys. 33.

Dla zapewnienia osiowości w układzie obciążającym każdy koniec próbki połączono z odpowiednim prętem przy pomocy przegubu typu "szekla", rys. 31, który złożony jest z dwuczęściowego jarzma 1 oraz pary łożysk nożowych 2 ułożonych



prostopadle względem siebie. Zastosowane śruby 3 umożliwiają regulację położenia każdego elementu łożysk neżowych dla zapewnienia maksymalnej osiowości próbki z prętami obciążającymi.

Wpływ wielkości zginania na przebieg procesu pełzania w warunkach jednoosiowego rozciągania badano w pracy Penny i Leckie /77/. Wykazano, że otrzymane krzywe pełzania, szczególnie w pierwszym okresie, w istotny sposób zależne są od osiowości obciążenia określonej jako stosunek  $\delta/d$ , gdzie  $\delta$  jest odległością między kierunkiem przyłożonej siły a osią próbki, natomiast  $d$  jest jej średnicą. Obliczenia wykonano dla próbek osiowo-symetrycznych przy założeniu potęgowego prawa pełzania (38) dla różnych wykładników  $n$ .



Rys. 38. Wpływ niewspółosiowości obciążenia na krzywe pełzania

Na rys. 38 przedstawiono krzywe pełzania obliczone teoretycznie dla  $n=3$  przy różnych stosunkach  $\delta/d$ .

Uzyskane wyniki wskazują, że dopuszczalna wielkość niewspółosiowości /t.j. taka, która nie powoduje znacznych rozrzutów

w wynikach/ powinna być mniejsza od 8% dla  $n = 3$  oraz 4% dla  $n = 5$ .

Rozszerzenie rozważań zawartych w /77/ stanowi praca Hayhursta /76/, która dotyczy wpływu niecentryczności zamocowania próbki na czas do zniszczenia przy pełzaniu w warunkach jednoosiowego rozciągania.

Autor, przeprowadzając obliczenia numeryczne na podstawie modelu zniszczenia Kaczanowa

$$(42) \quad D = B \left[ \frac{\sigma}{1-\omega} \right]^n f(t) ; \quad \dot{\omega} = G \left[ \frac{\sigma}{1-\omega} \right]^x ,$$

gdzie  $\omega$  - parametr zniszczenia,  $f(t)$  - funkcja czasu,  $B$ ,  $G$ ,  $n$ ,  $x$  - stałe materiałowe, dla próbek osiowo-symetrycznych obliczył teoretycznie krzywe pełzania do zniszczenia dla różnych  $\delta/d$  oraz  $n$ .

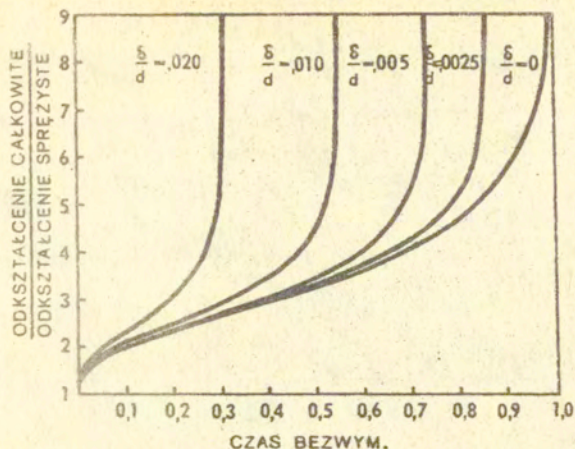
Z uzyskanych rezultatów wynika, że zginanie wywołane mimośrodowością układu obciążającego bardziej wpływa na czas do zniszczenia niż na ustaloną prędkość pełzania.

Ponadto wykazano, że dla stali przy  $\delta/d = 0,020$  i  $n = 5$  czas do zniszczenia ulega skróceniu o 70%, rys. 39.

W pracy /76/ zwrócono także uwagę na fakt, że nieosiowość obciążenia może się zmniejszać podczas trwania badań na skutek odkształcania się próbki oraz obrotu uchwytyń mocujących. Efekt ten powoduje wydłużenie czasu do zniszczenia.

Na podstawie analizy przyjęto, że maksymalnie dopuszczalne zginanie próbki określone wzorem (41) nie powinno przekraczać 6%, co odpowiada wartości  $\delta/d = 0,0075$ .

Wu i Rummler /79/ dokonali oszacowania wpływu niewspółosiowości zamocowania próbki na przebieg charakterystyk rozciągania. Według przeprowadzonych przez nich rozważań teoretycznych dla krzywych naprężenie-odkształcenie efekt niecentrycznego zamocowania nie odgrywa istotnej roli jeśli odkształcenia przekraczają wartość 0,003.



Rys. 39. Wpływ niewspółosiowości obciążenia na czas do zniszczenia

Wu i Wang /82/ wykazali, że rozrzut krzywych pełzania wywołany mimośrodowym obciążeniem maleje z czasem. Spostrzeżenie to jest sprzeczne z wynikami prac /76, 77/. Zaistniałe różnice można wytłumaczyć odmiennymi założeniami wyjściowymi do modeli teoretycznych wykorzystywanych w wymienionych opracowaniach.

Według /82/ większość efektów generujących niecentryczność występuje na początku próby pełzania.

Wu i Wang wykonali także obliczenia numeryczne, dla próbek aluminiowych o przekroju prostokątnym, których celem było określenie wpływu długości prętów obciążających na wielkość nieosiowości przy pełzaniu. Analiza wykazała, że dla zmniejszenia efektu niecentryczności należy stosować dłuższe uchwyty mocujące próbkę, co potwierdziło wyniki pracy /79/.

Częstą przyczyną zginania jest tarcie występujące w połączeniach kinematycznego systemu obciążającego.

Grant /83/ przedyskutował ten problem na przykładzie połączeń kołkowych. Próby oszacowania wielkości zginania dokonano metodą tensometryczną. Analiza wyników wykazała, że połączenia kołkowe wprowadzają stosunkowo dużą wartość siły

tarćia co niekorzystnie wpływa na współsiowocść próbki w czasie rozciągania.

Podsumowując, należy stwierdzić, że efekt zginania, do-tychczas mało brany pod uwagę, posiada istotny wpływ na wyni-ki zarówno badań dotyczących plastyczności jak i pełzania /zwłaszcza w pierwszym oraz trzecim okresie tego procesu/ i stąd należy go uwzględniać przy opracowywaniu rezultatów doświadczalnych.

### 3.5. Dobór wymiarów próbki

Przy projektowaniu kształtu próbek głównym celem jest otrzymanie, w wyniku zadanego obciążenia, jednorodnego pola naprężeń w obszarze pomiarowej części próbki, co w rezultacie umożliwi jednoznaczne określenie wartości naprężeń głównych.

Próbki rurkowe do eksperymentów w płaskim stanie naprę-żenia powinny z jednej strony nie mieć zbyt grubych ścianek aby uniknąć gradientu naprężenia po grubości próbki, a z dru-giej strony - być dość grube w porównaniu z wymiarem ziarna, ażeby prowadzona obróbka mechaniczna nie zniekształcała struktury badanego materiału. Przyjmuje się /74/, że grubość ścianki próbki powinna być nie mniejsza od dziesięciokrotnej średnicy ziarna.

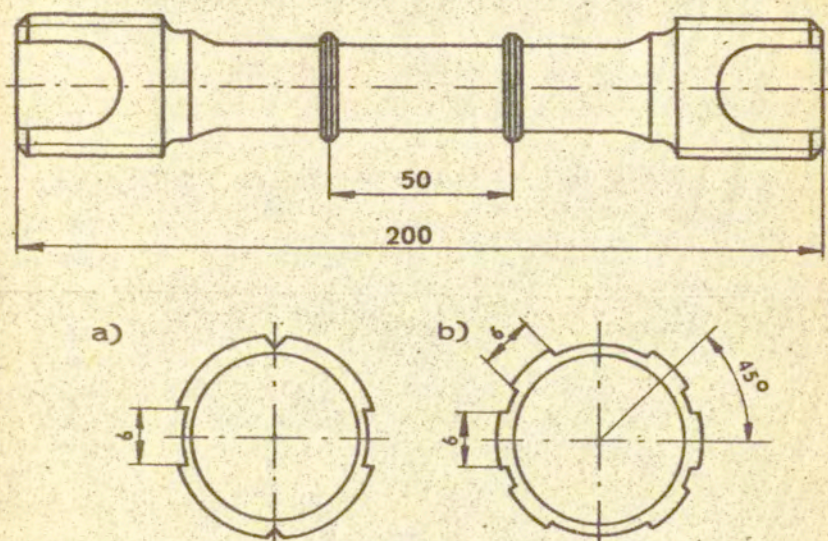
Dla uniknięcia przedwczesnego wybożenia próbki należy odpowiednio dobrać stosunek jej grubości do średnicy wewnętrznej. Zaleca się aby  $h/d = 0.02 \div 0.1$ , gdzie  $h$  - grubość ścianki,  $d$  - średnica wewnętrzna.

Utrudniony dostęp do próbki w czasie trwania eksperymentu oraz konieczność pewnego zamocowania ekstensometru wymagają zastosowania odpowiednich części chwytowych.

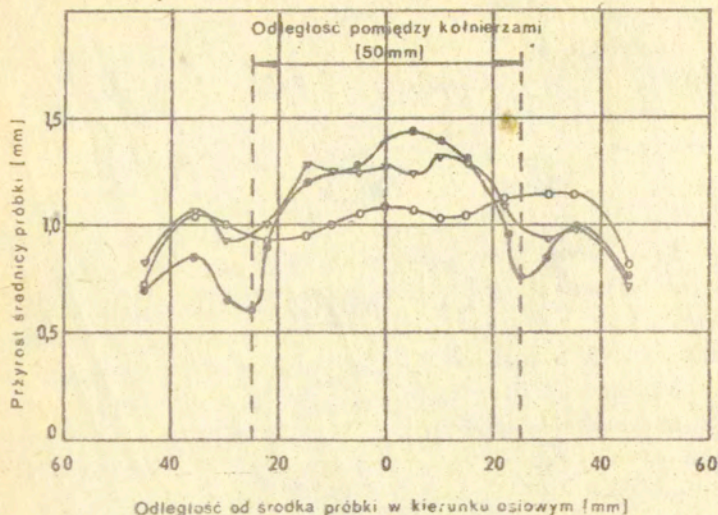
W przypadku obciążania ciśnieniem wewnętrznym, należy dodatkowo zapewnić szczelność połączenia próbki z elementa-mi doprowadzającymi olej.

Do mocowania ekstensometru na próbkach rurkowych zazwyczaj wykorzystuje się wytoczone kołnierze ograniczające część pomiarową. Występy te stanowią także uchwyty do mocowania termopar. Rozwiązanie takie chociaż daje stosunkowo pewne mocowanie ekstensometru, to jednak narusza zasadę jednorodności pola naprężeń i odkształceń w bezpośrednim sąsiedztwie występowania uchwyty.

Problem wpływu kształtu pierścieni, przeznaczonych do zamocowywania ekstensometru, na jednorodność pola odkształceń powierzchni pomiarowej rozpatrzone w pracy /84/, gdzie porównano wyniki otrzymane dla próbek bez kołnierzy oraz próbek z pierścieniami różniącymi się sposobem nacięcia, rys. 40. Doświadczenia polegały na rozciąganiu próbek poprzez działanie ciśnieniem wewnętrznym oraz rejestrowaniu zmiany średnicy wewnętrznej w funkcji odległości od środka próbki.



Rys.40. Schemat próbki oraz kształtów kołnierzy mocujących



Rys. 41. Wpływ kształtu kołnierzy na deformację próbki  
/jasne kółka - próbka bez kołnierzy, trójkąty  
- próbka o kołnierzach wg rys. 40b, ciemne  
kółka - próbka o kołnierzach wg rys. 40a/

Z rys. 41 wynika, że najbardziej jednorodne pole odkształceń uzyskano dla próbek bez kołnierzy.

Tego typu rozwiązanie stosowano w pracach [73, 85], gdzie uchwyty ekstensometrów przykładano bezpośrednio do gładkiej powierzchni próbki przy pomocy ostrych trzpieni dociskowych, natomiast masę układu pomiarowego równoważono układem sprężyn.

Wadą przedstawionego układu pomiarowego jest możliwość zarysowania próbki w punktach kontaktu, powodującego przedwczesne zniszczenie oraz ślizganie się trzpieni dociskających przy dużych wartościach deformacji.

### 3.6. Dokładność pomiaru odkształceń

Odpowiedni wybór metodyki pomiaru odkształceń podczas badań doświadczalnych ma znaczący wpływ na poprawność otrzymywanych rezultatów.

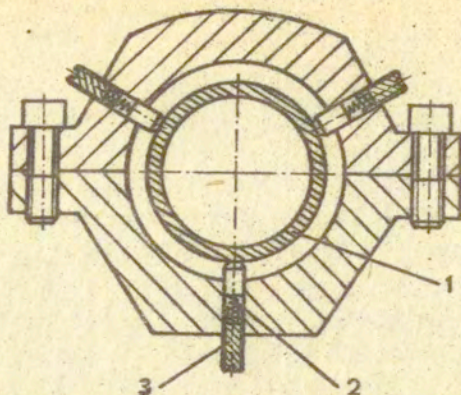
Czułość urządzeń stosowanych do pomiaru odkształceń powinna być dostosowana do mierzenia deformacji przy stosunkowo małych przyrostach obciążenia. W literaturze można spotkać się z różnymi sposobami realizacji tego zagadnienia.

Podobnie jak w badaniach wytrzymałościowych najdokładniejszą aktualnie metodą jest pomiar odkształceń przy pomocy tensometrów oporowych naklejanych na próbkę.

Wykorzystanie tej metody było do niedawna ograniczone tylko do badań w temperaturach pokojowych /z uwagi na niedostateczną odporność tensometrów na wysokie temperatury/. Obecnie jednak istnieją już rozety tensometryczne zdolne do pomiaru odkształceń w temperaturach sięgających 873 K i wydaje się, że wspomniana metoda w przyszłości będzie odgrywała dużą rolę w badaniach pełzania w obszarze małych wielkości deformacji.

W większości przypadków pomiaru odkształceń przy pełzaniu dokonuje się za pomocą ekstensometrów, których część pomiarowa umieszczona jest poza oddziaływaniem urządzenia grzejjego i połączona jest z próbką poprzez zastosowanie różnego rodzaju układów mechanicznych.

Różne koncepcje ekstensometrów wraz z ich charakterystyką przedstawiono w /80/. Według /80/ podstawową trudnością w zaprojektowaniu ekstensometru przystosowanego do pracy w wysokich temperaturach jest sposób jego zamocowania na próbce. Rozwiązanie przedstawione w pracy /85/, gdzie przyrząd mocowany jest bezpośrednio do powierzchni próbki za pomocą wkrętów i sprężyn, rys. 42 nie gwarantuje poprawnych wyników doświadczalnych przy podwyższonych temperaturach. Według /80/ problem mocowania przewyciężono wprowadzając na próbce niewielkie kołnierze.



Rys.42. Sposób mocowania ekstensometru do próbki  
/1 - próbka, 2 - wkręt, 3 - sprężyna/

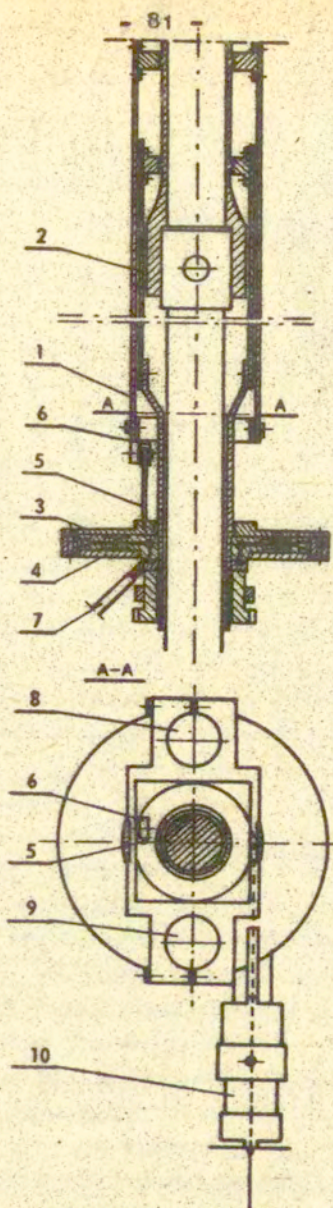
Na rys.43 pokazano ekstensometr o takim właśnie rozwiązaniu, który stosuje się do badań w płaskim stanie naprężenia. Przyrząd do pomiaru odkształceń wyposażono w łożysko powietrzne rozdzielające układy przenoszące przemieszczenia wzdłużne oraz postaciowe próbki w ten sposób, że przy zmiennych obciążeniach skrętnych rdzenie pionowych czujników indukcyjnych nie zmieniają swego położenia względem podstawy, od której mierzą odległość.

Wydłużenie i obrót długości pomiarowej próbki przenoszone są na zewnątrz pieca przy pomocy sztywnych prętów, przytwierdzonych do pierścieni na próbce. Ze względu na zmianę w procesie odkształceń średnicy próbki, dla zachowania stałego kontaktu pierścienia z nią, użyto sprężyn dociskowych wykonanych z Nimonicu 80A.

Dolny pierścień na próbce połączony jest przy pomocy wewnętrznej pary prętów 2 z dyskiem 4, do którego doprowadzone jest sprężone powietrze. Znajduje się on w komorze, która wypełniony się powietrzem tworzy poduszkę, dzięki czemu cylinder 3 może bez tarcia swobodnie obracać się.

Pomiar wydłużenia części pomiarowej próbki rejestrowany jest przez dwa przetworniki indukcyjne 8 i 9, których korpusy są przymocowane do zewnętrznych wyprowadzeń /nóg/ ekstensome-





Rys. 43. Schemat ekstensometru /74/

tru 1, natomiast rdzenie, oparte na górnej powierzchni cylindra łożyska powietrznego 3. Względny kąt skręcenia próbki mierzony jest za pośrednictwem czujnika 10 ułożonego poziomo, który przytwierdzony jest do nóg wewnętrznych 2. Rdzeń czujnika 10 związany jest ze stalową taśmą, owiniętą wokół cylindra.

Obrót swobodnie zawieszzonego cylindra 3, wymuszony przez trzpień 5 związany z zewnętrznymi nogami ekstensometru, przekształca się na przemieszczenie liniowe przetwornika indukcyjnego 10.

Główną zaletą przedstawionego rozwiązania jest wyeliminowanie tarcia, pochodzącego z oddziaływania pomiędzy, osiowym a skrętnym systemem pomiaru odkształceń, dzięki zastosowaniu łożyska powietrznego.

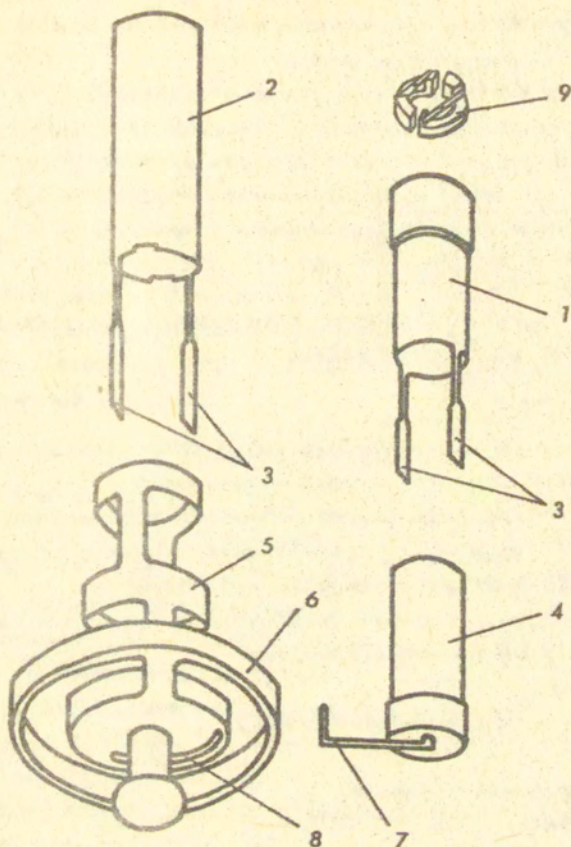
Inną koncepcję przyjęto w pracy /75/, gdzie nogi ekstensometru /rury/ - zewnętrzna 2 i wewnętrzna 1, rys. 44, przytwierdzone są nie do kołnierzy na próbce, lecz bezpośrednio do gładkiej powierzchni próbki za pomocą dwóch pierścieni dociskających 9, zakończonych ostrymi trzpieniami.

Specjalna konstrukcja rur, które przechodzą w parę płaskowników 3 umożliwia przeniesienie na zewnątrz całego układu ruchu osiowego oraz skręcania bazy pomiarowej próbki przez wycięcia w dolnej tarczy skręcającej 4 rys. 33.

Tutej do dolnej części rury wewnętrznej 4 przytwierdzono cewkę czujnika indukcyjnego, natomiast jego rdzeń przytwierdzono do spodu 5 dolnej części rury zewnętrznej.

Tak skonstruowany czujnik mierzy względne przesunięcie osiowe obu elementów. Względny kąt skręcania rejestrowany jest za pomocą układu optycznego składającego się ze wskazówki 7 oraz podziałki naciętej na pierścieniu 6.

Opisana konstrukcja ekstensometru daje wprawdzie możliwość pomiaru odkształceń w podwyższonych temperaturach, ale ze względu na dość silny docisk pierścieni 9 mogą wystąpić przypadki przedwczesnego zniszczenia próbki. Dodatkową wadą tego układu jest brak możliwości automatycznego odczytu wyników.



Rys.44. Elementy ekstensometru Findley'a i Gjelsvik'a

Zaprezentowane przykładowe rozwiązania konstrukcyjne ekstensometrów mechanicznych do badań pełzania w płaskich stanach naprężenia należy traktować jako ilustrację problemów występujących przy jednoczesnym pomiarze odkształceń osiowych i postaciowych. Z uwagi na konieczność wyprowadzenia mierzonych wielkości na zewnątrz pieca, wymiary ekstens-

sometrów są stosunkowo duże, co powoduje pewne obciążenie, a stąd niejednokrotnie wprowadza konieczność stosowania dodatkowych układów odciążających.

Duże gabaryty przyrządu mają również niekorzystny wpływ na dokładność pomiarów, ponieważ przy stosunkowo niewielkich odkształceniach pełzania wszelkie uboczne efekty, jak np. poluzowanie się uchwytów ekstensometru lub dodatkowe zginanie, w istotny sposób zaburzają otrzymywane rezultaty.

### 3.7. Stałość temperatury oraz jednorodność jej rozkładu na części pomiarowej próbki

Chociaż pełzanie występuje także przy niskich temperaturach, to jednak dopiero powyżej temperatury  $0.3 T_m$  /gdzie  $T_m$  - temperatura topnienia danego materiału w stopniach Kelvina/ proces ten ma znaczenie z inżynierskiego punktu widzenia i należy go uwzględnić przy projektowaniu urządzeń.

Pełzanie jest procesem termicznie aktywowanym, który można określić równaniem Arrheniusa

$$(43) \quad D = \alpha \exp(-Q/RT) ,$$

gdzie: D - prędkość pełzania

$\alpha$  - stała

Q - energia aktywacji

R - stała gazowa

T - temperatura absolutna.

Z postaci prawa (43) wynika, że utrzymanie określonego, jednorodnego pola temperatury podczas badań posiada znaczny wpływ na dokładność wyników.

W pracy P.Greenfielda /86/ wykazano, uwzględniając zależność (43), że dla żelaza o energii aktywacji 293300 J/mol wzrost temperatury z 623 K do 673 K powoduje 65-krotny wzrost prędkości

kości pełzania przy stałym naprężeniu.

Nawet przy zachowaniu maksymalnej staranności dla utrzymania stałości temperatury mogą nastąpić wahania przekraczające dopuszczalne granice  $\pm 3^{\circ}$  według norm brytyjskich/, głównie przy próbach długotrwałych. D. Hayhurst /76/ przedyskutował zagadnienie wpływu zmian temperatury podczas badań pełzania na czas zniszczenia. Różnica  $\pm 3$  K przy temperaturze 723 K w czasie pełzania stali powoduje około  $\pm 8\%$  zmianę czasu do zniszczenia przy stałym obciążeniu.

Wyniki, dla stali badanej w zakresie temperatur 673 - 773 K, otrzymane przez Odqvista /87/ wykazały, że czas do zniszczenia można wyrazić dla warunków izotermicznych zależnością postaci

$$(44) \quad t = A \sigma^{-5.0},$$

gdzie  $A$  jest stałą niezależną od naprężenia  $\sigma$ .

Z równania (44) wynika, że zmiana czasu do zniszczenia o  $\pm 8\%$  odpowiada zmianie naprężenia o  $\pm 1,6\%$ .

Przedstawione przykłady świadczą, że rezultaty badań pełzania są zdeterminowane przez wielkość oraz stałość temperatury. Dlatego też należy zwrócić szczególną uwagę na odpowiednie zaprojektowanie urządzeń grzejnych oraz układów sterujących ich działaniem.

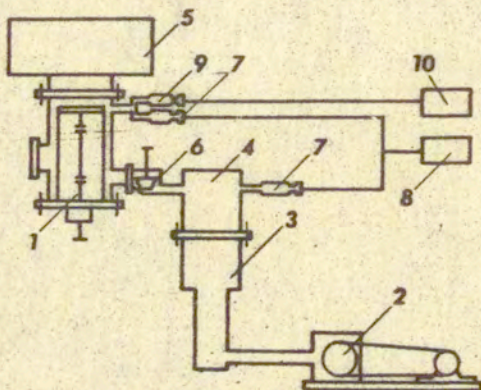
Konstrukcja układów grzejnych uzależniona jest w dużym stopniu od takich czynników, jak:

- zakres temperatury /wybór zakresu określony jest przez rodzaj materiału oraz cel badań/,
- warunki doświadczenia /badania przy programowanych zmianach temperatury lub przy stałej jej wartości w całym okresie trwania próby/,
- kształt i wymiary próbki oraz elementów znajdujących się w bezpośrednim jej sąsiedztwie.

Uwzględnienie wymienionych czynników ma bardzo istotny wpływ na odpowiednie dobranie bezwładności cieplnej komory, zapro-

#### 4.1. Urządzenie do badań metalli na pełzanie w warunkach próżni

Przykładem stanowiska przystosowanego do badań pełzania w próżni jest urządzenie opisane w pracy /91/. Główne elementy stanowiska stanowią urządzenie rozrzedzające, komora robocza, system zasilania i regulacji, układ obciążający oraz przyrząd do pomiaru odkształcenia.

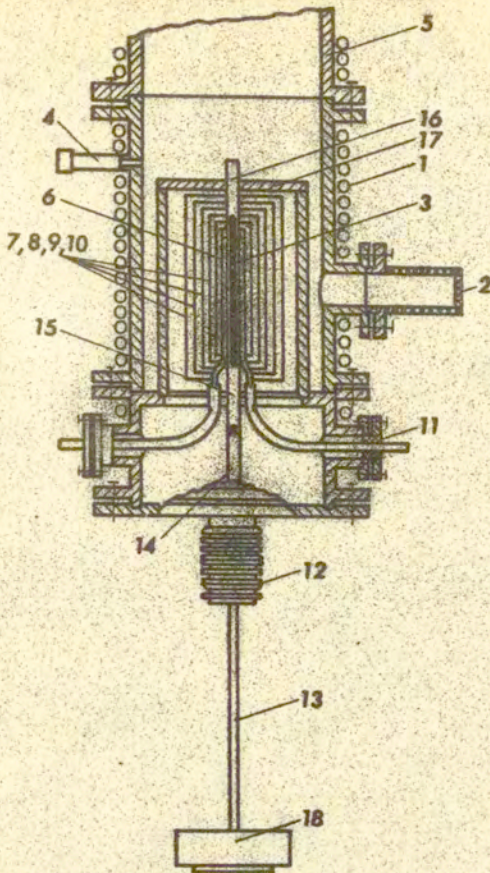


Rys. 45. Schemat stanowiska

Dla otrzymania próżni w komorze roboczej 1, rys. 45, zastosowano dwa stopnie rozrzedzania. Wstępny - dający próżnię  $10^{-5}$  mm słupa rtęci, osiągany jest przez zastosowanie pompy 2 typu WN-2 MG i agregatu próżniowego 3.

Aby uniknąć przenikania par oleju z pompy do komory zamontowano filtr absorbcyjny 4. Docelowy stopień rozrzedzenia rzędu  $10^{-8}$  mm słupa rtęci zapewnia pompa 5 typu NORD-100. Pomiarów stopnia odprowadzenia gazów dokonuje się czujnikami różnych typów 7, 8, 9, 10.

Doświadczalną komorę próżniową, rys. 46, stanowi konstrukcja cylindryczna, na zewnętrznej powierzchni której nawinięta jest węzownica 1 służąca do cieczowego chłodzenia układu.



Rys. 46. Schemat komory próżniowej

W ścianie komory znajduje się okienko 2 wykorzystywane do obserwacji próbki 3 oraz pomiaru odkształcenia. Od góry komora połączona jest poprzez zawór z pompą próżniową, dającą docelowy stopień rozrzedzenia. Ogrzewanie próbki zapewnia grzejnik 6 zabezpieczony przed stratami ciepła molibdenowymi ekranami 7, 8, 9, 10 wykonanymi z blachy o grubości 0,3 mm. Energia elektryczna dostarczana jest do grzejnika za pomocą przewodów w osłonie ceramicznej 11.

Temperaturę próbki mierzy się za pomocą termopar typu platyna - platynorod.

Układ obciążający zbudowany jest z metalowego mieszka 12, systemu cięgien 13-16, opory 17 oraz szalki do umieszczania odważników 18.

Deformacje próbki rejestruje się katetometrem KM-6.

Jak widać przedyskutowana w /91/ technika badań wymaga specjalnej budowy stanowiska oraz oprzyrządowania.

Szczególnie ważnym zagadnieniem jest zapewnienie hermetyczności układu.

Podstawową wadą przedstawionego rozwiązania jest niewątpliwie brak automatycznej rejestracji wyników /optyczny układ pomiaru odkształcenia/.

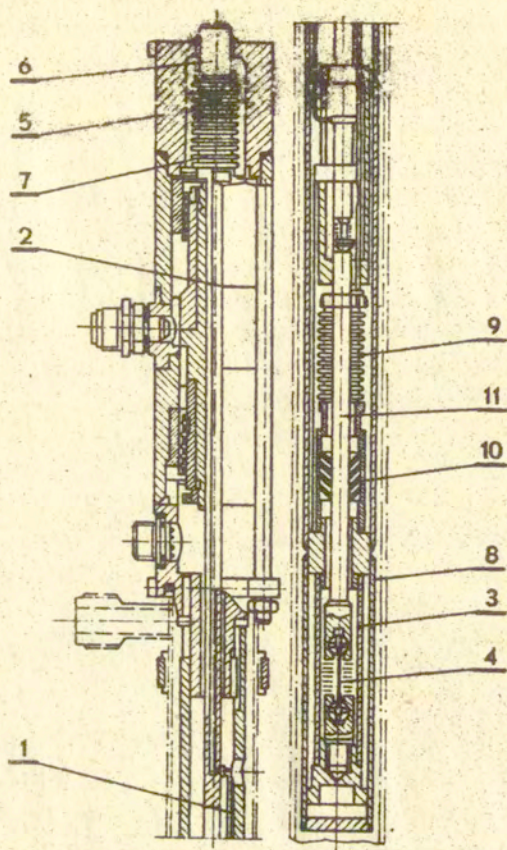
#### 4.2. Urządzenie do badań materiałów na pełzanie w obecności substancji żrących przy promieniowaniu oraz podwyższonej temperaturze

Struktury oraz własności materiałów konstrukcyjnych, będących w otoczeniu ciekło-metalicznych nośców ciepła i przy znacznie podwyższonej temperaturze, w istotny sposób zmieniają się w wyniku zachodzenia procesów korozyjnych jak również uszkodzeń powstałych na skutek różnego typu promieniowania. Dlatego też wybór materiału na urządzenia poddane działaniu takich czynników powinien być poprzedzony szerokimi badaniami dotyczącymi zarówno podstawowych własności mechanicznych jak i pełzania.

W ZSRR opracowano /92/ urządzenie do testowania materiałów na pełzanie przy jednoosiowym rozciąganiu w środowisku żrącym /lit/ oraz przy promieniowaniu, któremu towarzyszy wysoka temperatura.

Urządzenie, rys. 47, składa się z trzech podstawowych zespołów: hermetycznej tulei, nośnej rury z układem cięgien





Rys. 47. Schemat urządzenia do badania materiałów na pełzanie w obecności substancji żrących, przy promieniowaniu oraz podwyższonej temperaturze

oraz mechanizmu obciążającego wykonanego w postaci cylindra hydraulicznego z elastycznymi przeponami. Próbką 4 umieszczona jest w niobowej tulei 3 - szczelnie zamkniętej, aby uniemożliwić wydostawanie się par litu na zewnątrz. Ponieważ urządzenie posiada stosunkowo długie pręty obciążające /ok. 3 m/, istotnym zagadnieniem do rozwiązania jest

problem wyeliminowania obciążenia próbki wynikającego ze zmiany długości cięgien pod wpływem temperatury. Aby nie zaistniała taka sytuacja zastosowano mieszek 9, którego jeden koniec przyspawany jest do tulei, a drugi do cięgna 11, co zapewnia ruchliwość tego cięgna przy jednoczesnym zachowaniu szczelności.

Tuleja 3 ustawiona jest nieruchomo w osłonie 8 wkładanej do reaktora tak, aby robocza część próbki znajdowała się w środku aktywnej strefy reaktora. W czasie pracy kanał reaktora oblewany jest helem podawanym pod ciśnieniem 13-15 atmosfer. Ciśnienie to można zmieniać w czasie badań przez co wpływa się na wartość temperatury próbki. Z powodu różnic ciśnień pomiędzy wewnętrzną a zewnętrzną częścią urządzenia powstaje obciążenie działające na próbkę. Wielkość tego obciążenia może się zmieniać w czasie badań i stąd konieczna jest jego kompensacja.

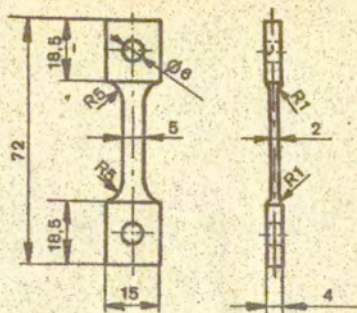
W tym celu nad cylindrem w strefie korpusu zamocowano mieszek 7 /analogiczny jak 9/, którego jeden koniec przytwierdzono do trzpienia 2, a drugi - do części 6 połączonej na trwałe z korpusem 5. Mieszki 7 i 9 mogą oddziaływać na siebie przy pomocy przewodu 1 i otworu w trzpieniu 2.

Z powodu wysokiej temperatury /1273-1473 K/ ciekły lit paruje i może przedostać się na zewnątrz.

Urządzenie zabezpieczono przed taką ewentualnością montując filtr 10 wykonany w postaci pochylonych uszczelk libiryntowych rozmieszczonych w strefie, gdzie temperatura przewyższa temperaturę zestalania się ciekłego litu.

Badania na przedstawionej konstrukcji można rozpocząć po ustaleniu się temperatury. Na próbkę, od dołu opierającą się na korpusie hermetycznej tulei, podawana jest siła przez trzpień 2 i cięgno 11. Dzięki mieszkom 7 i 9 w czasie badań próbka nie jest obciążana żadnymi niekontrolowanymi siłami.

Do doświadczeń przeprowadzanych na opisanym urządzeniu stosuje się próbki płaskie, rys. 48, mocowane w specjalnym uchwycie zapewniającym osiowość połączenia. Pomiaru odkształ-



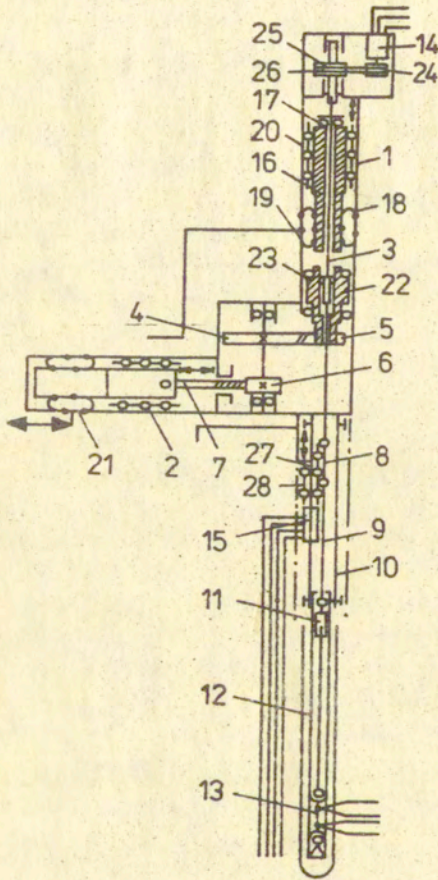
Rys. 48. Próbka

ceń dokonywano z dokładnością do 0,01 mm przy pomocy czujnika indukcyjnego typu LD-23. Temperaturę kontrolowano termoparami typu platyna-platynorod, umieszczonymi po zewnętrznych stronach tulei 3 i osłony 8 w atmosferze helu.

#### 4.3. Urządzenie do wewnątrz-reaktorowego badania materiałów konstrukcyjnych na pełzanie w warunkach płaskiego stanu naprężenia

Wewnątrz-reaktorowe badania pełzania prowadzi się także w płaskich stanach naprężenia. Na rys. 49 /93/ przedstawiono schemat urządzenia umożliwiającego takie doświadczenia. Stanowisko zbudowane jest z dwóch wzajemnie prostopadle ułożonych cylindrów hydraulicznych 1,2 umieszczonych w jednym korpusie, wspólnego trzpienia 3, reduktora o kołach walcowych z zębami skośnymi 4-6 i z zębatką 7, cięgien czynnych 8 i 9, cięgna biernego 10, ampuly 12 oraz przetworników indukcyjnych 14, 15.

W cylindrze 1 dzięki przeponom 18 i 19 następuje zamiana ciśnienia cieczy roboczej na liniowy ruch tłoka 16 wzdłuż prowadnic kulkowych 20. Tłok 16, związany z trzpieniem 3 za pomocą łożyska oporowego, zapewnia przyłożenie do próbki siły osiowej. W cylindrze hydraulicznym 2 dokonywana jest zmiana



Rys. 49. Schemat stanowiska pomiarowego

ciśnienia cieczy roboczej na liniowy ruch tłoka 21 i sztywno związanej z nim zębalki 7, która poprzez koła zębate 4-6, tulejkę 22 i wpust 23 powoduje obrót trzpienia 3, zapewniając skręcanie próbki.

Urządzenie wyposażono w system pośredniego pomiaru przemieszczeń, w skład którego wchodzi czujniki 14, 15.

Skręcanie rejestrowane jest przez czujnik 14, który poprzez przekładnię pasową związany jest z trzpieniem 3, cięgnami 8 i 9 oraz próbką 13, natomiast pomiar przemieszczeń osiowych realizowany jest przy użyciu czujnika 15 zamocowanego do cięgna 10. Rdzeń czujnika połączony jest z ruchomym elementem 27 opierającym się na kulkowych oporach 28 i związanym z próbką 13 cięgnami 8 i 9.

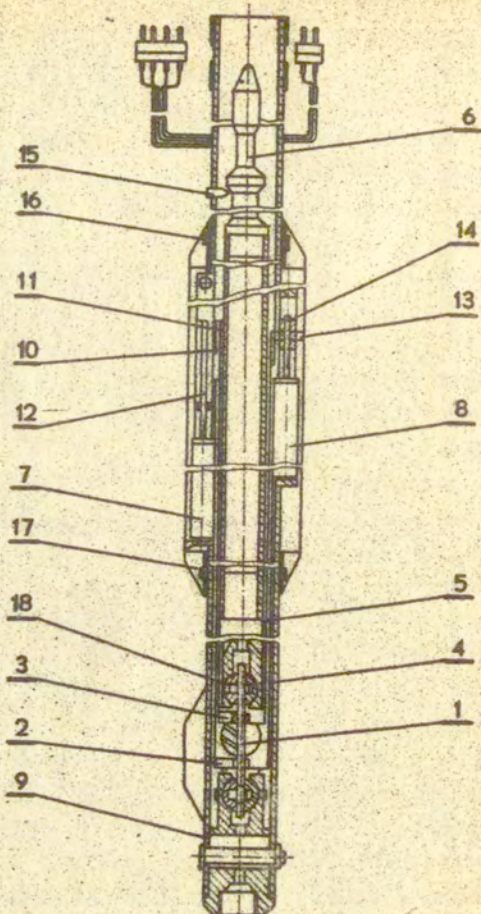
Ampuła 12, rys. 50, ze względu na jej napromieniowanie w czasie badań, stanowi element wymienny urządzenia, Końce próbki 1 mocowane są do cięgien za pomocą specjalnych uchwy-  
tów 18.

W przyrządzie do górnej części rury 4 przymocowano przetworniki indukcyjne przeznaczone do pomiaru przemieszczeń osiowych i kątowych. Dolny koniec rury 4 związany jest z uchwytem 2, przytwierdzonym do nieruchomego końca roboczej części próbki 1. Wewnątrz elementu 4 znajduje się cienkościenna rura 5, na końcu której zamocowano koło zębate 10, związane kinematycznie poprzez kulkę 11 i suwak 12 z rdzeniem czujnika deformacji osiowej, a poprzez koło zębate 13 z wewnętrznym gwintem i śrubę 14 z rdzeniem czujnika rejestrującego przemieszczenia kątowe. Dolny koniec rury 5 połączono z uchwytem 3, przymocowanym do ruchomego końca części pomiarowej próbki 1.

Czujniki 7, 8 okryte są osłonami 17 zamontowanymi na cięgnię 9 za pomocą śrub 16.

Czynne cięgno 6 podtrzymywane jest wewnątrz cięgna biernego 9 wkrętami 15 tak, że próbka 1 nie przenosi jego ciężaru.

Do pomiaru temperatury na bazie próbki służą dwie, zaizolowane włóknem szklanym, termopary. Przewody termopar oraz czuj-



Rys. 50. Ampuła

ników zabezpieczono dodatkowo osłonami metalowymi przyłożonymi do powierzchni rury 9.

Konieczność zachowania maksymalnego bezpieczeństwa personelu obsługującego urządzenie wykorzystujące energię jądrową stwarza potrzebę bardzo dokładnych badań materiałów przeznaczonych na ich budowę.

Przedstawione przykłady rozwiązań aparatury stosowanej do realizacji badań w warunkach specjalnych /promieniowanie, próżnia itp./ należy traktować jako uproszczoną

ilustrację ogromnych trudności występujących w tego rodzaju doświadczeniach.

Szczegółowe omówienie zagadnień związanych z prowadzeniem wewnątrz-reaktorowych badań pełzania zawarto w /93/, natomiast ciekawsze rozwiązania budowy stanowisk badawczych zamieszczono w /94, 95, 96/.

Opis taki dotyczący doświadczeń przeprowadzanych w próżni przedstawiono w /90/, a dotyczący prób przy znacznie obniżonych temperaturach - w /97/.

Budowa urządzeń do badań wewnątrz-reaktorowych jest ściśle podporządkowana wyeliminowaniu wpływu szkodliwego promieniowania na personel obsługujący. Stąd też w badaniach tego typu powszechnie wykorzystywane układy obciążające i sposoby pomiaru odkształcenia zastąpiono metodami zdalnymi. Konieczne stało się także opracowanie nowych metodyk zmiany próbek oraz zastosowanie do budowy stanowisk doświadczalnych materiałów o odpowiednich własnościach.

Charakterystyczną cechą układów pomiarowych, używanych do eksperymentów w reaktorach są bardzo długie ciągnia obciążające. W związku z nierównomiernym nagraniem ciągnien należy kompensować przyrost ich długości ażeby zapobiec niekontrolowanym obciążeniom próbki.

Próbki do badań są z reguły dość krótkie /długość bazy około 15-20 mm/ dzięki czemu zapewnia się na bazie jednorodność strumienia neutronów i pola temperatury.

Ze względu na napromieniowanie zespołów umieszczanych w aktywnej strefie reaktora wynika jednorazowość użycia niektórych elementów przyrządów pomiarowych. W związku z tym aparatura powinna odznaczać się prostą budową nie wymagającą zbyt dużych nakładów finansowych.

## 5. Podsumowanie

Współczesna technika badań pełzania w płaskich stanach naprężenia nie pozwala na jednoczesne określenie własności materiału w całej przestrzeni obszaru geometrycznie przedstawionego na rys. 25.

Poszczególne stany naprężenia, według tego rysunku, można osiągnąć stosując różne metody doświadczalne /98/, stąd też dla konkretnego materiału wyniki uzyskane przy pomocy odmiennych sposobów uzupełniają się.

Zazwyczaj w opracowaniach eksperymentalnych rezultatów pełzania autorzy główne źródło dużych rozrzutów upatrują w defektach materiałowych. Wydaje się jednak, że w wielu przypadkach jedną z przyczyn wspomnianych rozrzutów jest metodyka doświadczalna. Dlatego też, aby można było stwierdzić, że istotnie źródło błędów tkwi w różnicach materiałowych, należy wykonać odpowiednią ilość testów sprawdzających, na podstawie których można oszacować wpływ na wynik zastosowanej metody.

W niniejszym rozdziale zwrócono uwagę na najbardziej typowe zagadnienia dotyczące prowadzenia badań pełzania na przykładzie cienkościennych próbek rurkowych poddanych jednoczesnemu rozciąganiu i skręcaniu. Uwzględnienie omówionych problemów przy opracowywaniu rezultatów badań w dużym stopniu uwiarygadnia metodykę zastosowaną do ich otrzymania.

Większość poruszonych zagadnień odnosi się także do innych sposobów wykonania doświadczeń pełzania realizowanych zarówno w jednoosiowych jak i płaskich stanach naprężenia. Dodatkowe trudności przy przeprowadzaniu takich badań wynikają głównie z odmienności kształtu próbek lub z konieczności zapewnienia określonych, często bardzo złożonych warunków doświadczenia, powodując znaczne rozbudowanie i tak już skomplikowanych stanowisk pomiarowych.



#### IV. URZĄDZENIE BADAWCZE

##### 1. Opis urządzenia badawczego WT-1

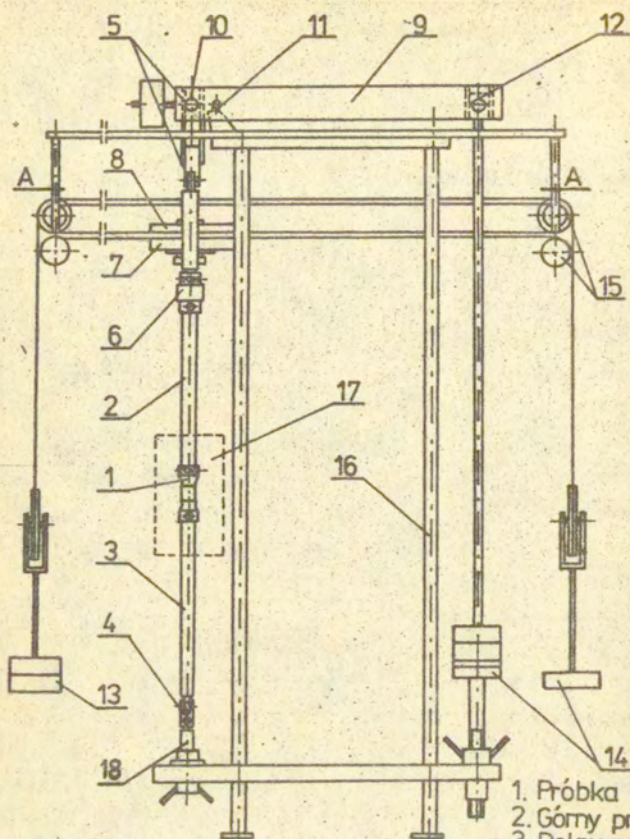
Program badawczy przeprowadzono na peizarce zaprojektowanej przez W. Trąpczyńskiego.

Maszyna ta posiada konstrukcję zbliżoną do rozwiązania znajdującego się Leicester, opisanego w /74/. Umożliwia ona badanie zjawisk peizania na cienkościennych próbkach rurkowych, które poddane są kombinacji rozciągania i skręcania w warunkach podwyższonej temperatury. Złożony stan naprężenia realizuje się poprzez dwa niezależne układy obciążające, powodujące skręcanie i rozciąganie. System rozciągający jest typu obciążnikowo-dźwigniowego, natomiast układ skręcający próbkę jest typu obciążnikowo-bloczkowego.

Próbka 1, rys. 51, przymocowana jest do dwóch pionowych prętów. Dolny pręt 3 połączony jest z gwintowanym trzpieniem 18, służącym do regulowania poziomego ułożenia dźwigni przełożeniowej 9 o przełożeniu mechanicznym 10:1.

Górny pręt 2 połączony jest poprzez celę pomiarową 6 i łożysko powietrzne 7 z dźwignią 9. Aby wyeliminować wpływ tarcia na wyniki pomiarów, dźwignię przełożeniową zamontowano na łożysku nozowym 11. Również z tego względu zastosowano łożyskowanie nożowe w punkcie łączenia dźwigni poziomej 9 z szalką obciążającą 12 i łańcuchem kinematycznym obciążającym próbkę 10.

Urządzenie zostało wyposażone w dwa przeguby Cardana, których zadaniem jest wyeliminowanie dodatkowych momentów zginających próbkę, powstających w procesie obciążania na skutek niedokładności technologicznych. Dolny przegub Cardana 4 złożony jest z dwóch podzespołów połączonych ze sobą w dwóch wzajemnie prostopadłych płaszczyznach za pomocą kołków.



A-A

1. Próbką
2. Górny pręt obc.
3. Dolny pręt obc.
- 4.5. Przeguby Cardana
6. Cęła pomiarowa
7. Łożysko powietrzne
8. Dysk skretny
9. Dźwignia pozioma
- 10.11.12. Łożyska nożowe
- 13.14. Obciążniki
15. Krążki
16. Kolumna
17. Piec
18. Trzpień

Rys. 51. Peizarka

Powyżej łożyska powietrznego zastosowano jednostopniowy przegub Cardana 5, który współdziała z łożyskiem nożowym 10.

Podczas eksperymentów prowadzonych w warunkach złożonego stanu naprężenia oddziaływanie pomiędzy skrętnym a rozciągającym układem obciążającym może wywołać dodatkowe zginanie próbki. Ażeby wyeliminować ten efekt, górny pręt obciążający 2 zabezpieczono przed obrotem w płaszczyznach równoległych do jego osi poprzez zastosowanie sztywnych połączeń w punktach kontaktu pręta 2:

a/ z próbką 1

b/ z celą pomiarową 6

oraz w punkcie łączącym celę pomiarową z trzpieniem dysku skrętnego 8.

Schemat zamocowania wspomnianych elementów zilustrowano na rys. 52.

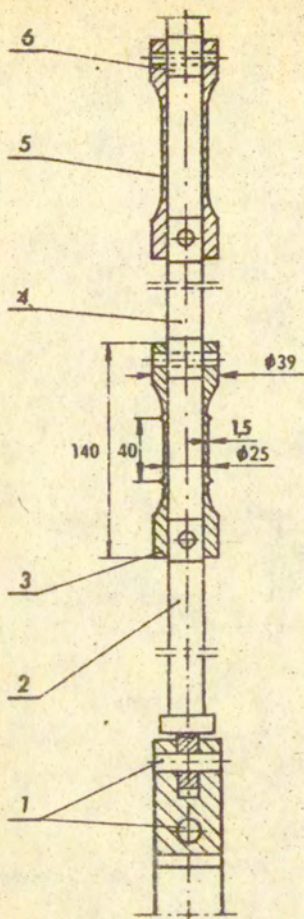
Dla uniezależnienia jednocześnie współpracujących systemów obciążania próbki zastosowano łożysko powietrzne, rys. 53.

Konstrukcja tego urządzenia pozwala na wytworzenie poduszki powietrznej, która zapewnia przenoszenie siły rozciągającej oraz eliminuje tarcie pochodzące od układu skręcającego próbkę. Łożysko zasilane jest sprężonym powietrzem o ciśnieniu 0,8 MPa podawanym z kompresora.

Powietrze dostaje się przez kanały 7, 2, rys. 53, do dolnego dysku łożyska, a następnie poprzez zespół sześciu dysz 8 pod dysk skrętny 1, unosząc go nieco oraz poprzez zespół ośmiu dysz poziomych 6 dostaje się między dolny dysk łożyska i trzpień dysku skrętnego 5, eliminując tarcie pomiędzy tymi elementami.

W przypadku awarii w dostarczaniu powietrza przez kompresor, urządzenie wyposażone w łożyska kulkowe 3 i walcowe 4, które przejmują funkcję uniezależnienia jednocześnie działających systemów obciążania.

Moment skręcający próbkę wywoływany jest poprzez parę sił przyłożoną do dysku skrętnego za pomocą stalowych linek.



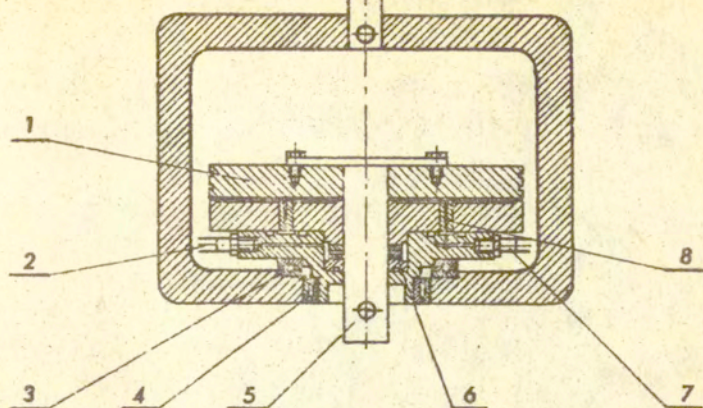
1. przegub Cardana
2. dolny pręt obciążający
3. próbka
4. górny pręt obciążający
5. cela pomiarowa
6. trzpień dysku skrętnego

Rys. 52. Schemat zamocowania próbki

Pełzarkę zaprojektowano z myślą o doświadczeniach cyklicznych. W związku z tym dla zapewnienia równych, lecz przeciwnie skierowanych par sił maszynę wyposażono w dwa niezależne układy bloczków i linek /rys. 51/.

Dla ograniczenia wpływu tarcia wszystkie krążki skrętnego układu obciążającego zamontowano na łożyskach kulkowych.

Pełzarka przystosowana jest do pracy w podwyższonych temperaturach, rzędu 873 K. Ciepło konieczne do ogrzania



1. dysk skrętny
2. 7. doprowadzenie powietrza
3. łożysko kulkowe
4. łożysko walcowe
5. trzpień dysku skrętnego
6. 8. dysza

Rys.53. Łożysko powietrzne

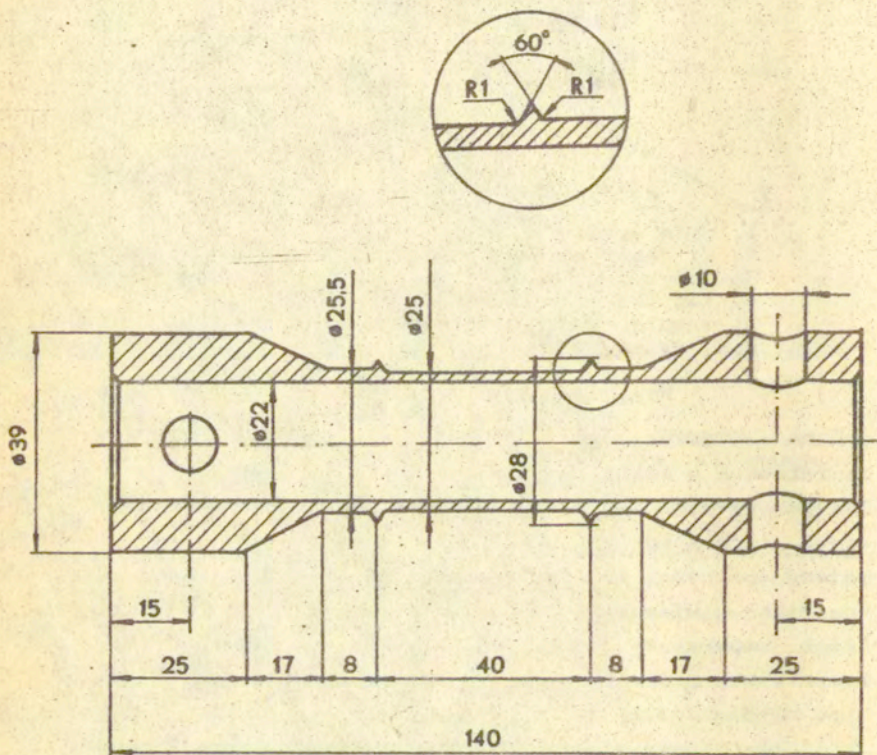
próbki dostarczane jest przez trzysekcyjną spiralę grzejną zamontowaną w piecu 17, rys. 51.

Stanowisko wyposażono w urządzenie regulujące wydzielanie ciepła z poszczególnych sekcji grzejnych poprzez możliwość zmiany oporności układu. Ponadto urządzenie posiada system kontrolno-pomiarowy typu PID umożliwiający utrzymywanie stałości temperatury z dokładnością  $\pm 1$  K w zakresie do 999,9 K. Temperatura próbki mierzona jest za pomocą dwóch termopar typu miedź-konstantan.

Dla zapewnienia stałości warunków obciążenia badanych próbek, przez wyeliminowanie zakłóceń pochodzących od drgań podłoża, na którym stoi pelzarka, maszynę ustawiono na podkładkach tłumiących.

## 2. Kształt i wymiary próbki

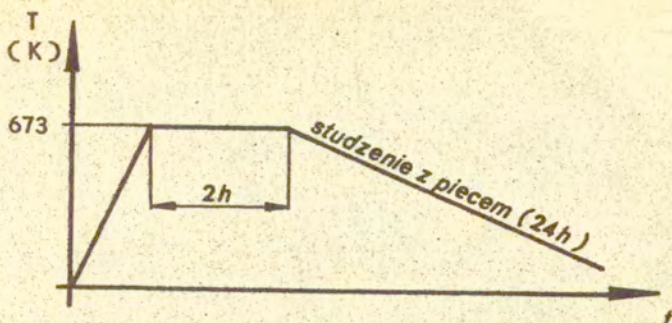
W badaniach wykorzystywano cienkościenne próbki rurkowe o wymiarach zamieszczonych na rys. 54.



Rys. 54. Próbkę

Materiałem wyjściowym na próbki były pręty ciągnięte z czystej miedzi elektrolitycznej o symbolu M1E.

Materiał po przecięciu poddano wyżarzaniu w temperaturze 673 K przez dwie godziny, po czym studzono razem z piecem, rys. 55.



Rys.55. Obróbka cieplna materiału na próbki

Celem zastosowanej obróbki cieplnej było otrzymanie jednorodnej struktury badanego materiału.

Próbka posiadała dwa pierścienie, które służyły do zamontowywania ekstensometru mechanicznego, mierzącego względny kąt skręcenia oraz wydłużenie części pomiarowej.

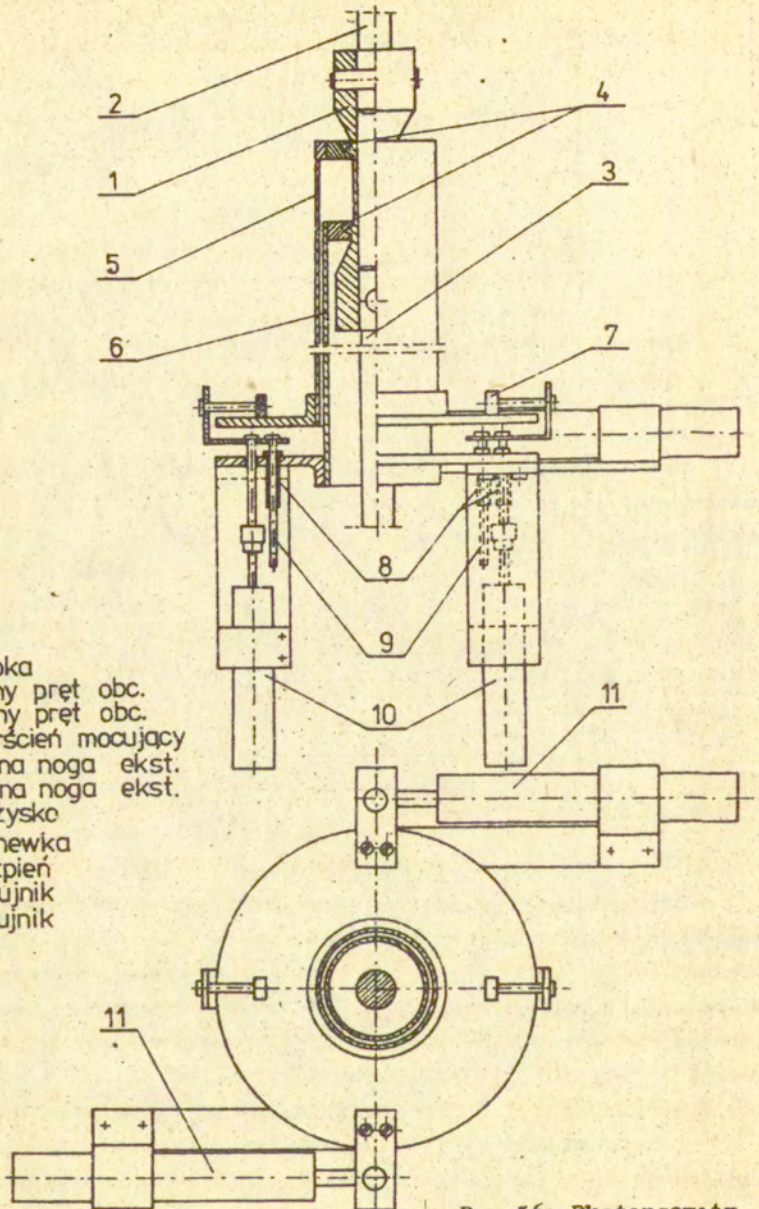
Przed badaniem każdą próbkę starannie oglądano, aby odrzucić sztuki z wszelkimi obserwowalnymi wadami powierzchniowymi. Ponadto mierzono średnicę zewnętrzną za pomocą śruby mikrometrycznej oraz grubość ścianki przy użyciu przyrządu opisanego w pracy /99/.

### 3. Pomiar odkształceń próbki

Dla pomiaru i rejestracji odkształceń próbki skonstruowano ekstensometr mechaniczny oraz zestaw aparatury elektronicznej.

Ekstensometr mechaniczny, rys. 56, zbudowany jest z dwóch współosiowych rur - zewnętrznej 5 i wewnętrznej 6, które mocowane są specjalnymi uchwyty 4 do próbki 1. Dolne końce nóg ekstensometru 5,6 wyprowadzone są na zewnątrz pieca.

Konstrukcja przyrządu pozwala na niezależny pomiar względnego kąta skręcenia i wydłużenia części pomiarowej





próbki przez odizolowanie obu systemów pomiaru odkształcenia za pomocą układu łożysk, złożonych z panewek teflonowych 8 oraz metalowych trzpieni prowadzących 9.

Ekstensometr wyposażono w dwa czujniki indukcyjne 10 typu IWT-302 do pomiaru przemieszczeń osiowych oraz dwa czujniki 11 typu 500 HR/334/100 do pomiaru względnego kąta skręcania.

Pomiar odkształceń osiowych polegał na rejestrowaniu wydłużenia części pomiarowej próbki, które powodowało przesuwanie nóg ekstensometru i w następstwie - liniowe przemieszczanie rdzeni czujników. Powstały na skutek przesuwania rdzenia czujnika sygnał elektryczny dostawał się do mostka tensometrycznego, gdzie ulegał wzmocnieniu, a następnie przekazywany był na woltomierz w postaci sygnału cyfrowego, skąd zostawał rejestrowany na taśmie papierowej przez drukarkę.

Pomiar względnego kąta skręcania polegał na rejestrowaniu obrotu próbki pomiędzy uchwytami mocującymi ekstensometr. Obrót jednej rury względem drugiej przekazywany był na rdzenie czujników w postaci przemieszczenia liniowego tych rdzeni. Powstały sygnał elektryczny poprzez mostek dostawał się na woltomierz, a stąd zapisywany był przez drukarkę na taśmie papierowej.

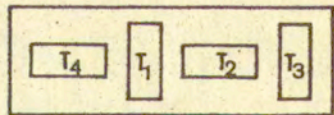
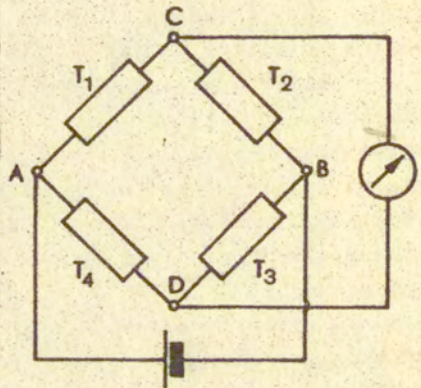
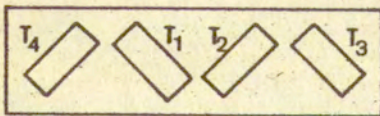
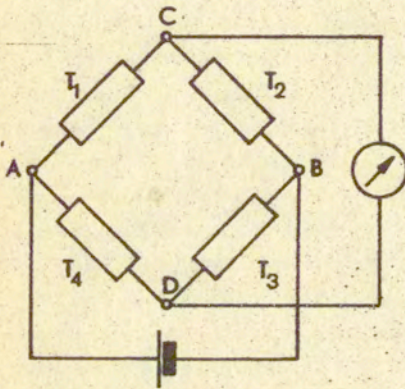
Głównym elementem zespołu rejestrującego jest skrzynka rozdzielcza, w którą wmontowany jest zegar kwarcowy, woltomierz V-628 oraz przełącznik kanałów. Urządzenie to zapewnia możliwość wydruku danych w dowolnej chwili, bądź w równych odstępach czasowych, jedno-, dwu-, cztero-, ośmio- lub dwudziesto-czterogodzinnych.

Skrzynka rozdzielcza umożliwia współpracę z ośmioma kanałami. Sześć z tych kanałów współdziała z sześciokanałowym mostkiem tensometrycznym typu TT-6B, który zbiera cztery sygnały z czujników oraz dwa sygnały z termoogniw.

Ostatnie dwa wejścia skrzynki wykorzystuje się do rejestracji wskazań z naklejonych na celi pomiarowej układów tensometrów foliowych.

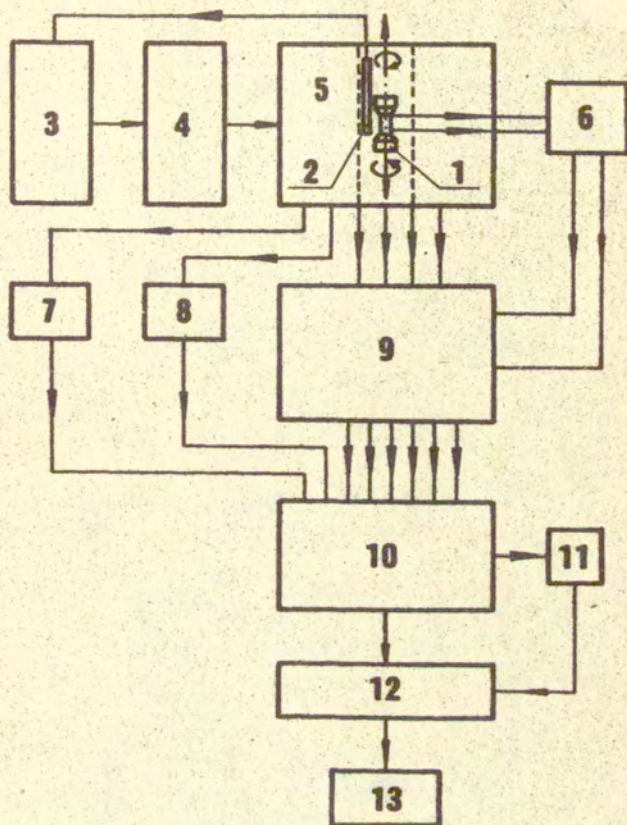
Dane zebrane o stanie obciążenia na oeli wykorzystuje się do dokładnego cechowania wybranego poziomu obciążenia deformującego próbkę.

Pierwszy układ, czuły na skręcanie, składa się z czterech tensometrów naklejonych pod kątem  $45^{\circ}$  do osi celi, w układzie pełnego mostka z kompensacją temperatury, rys. 57.



Rys.57. Schemat układu tensometrów do rejestracji odkształceń postaciowych

Rys.58. Schemat układu tensometrów do pomiaru odkształceń osiowych



Rys. 59. Schemat stanowiska badawczego

1 - próbka; 2 - platynowy czujnik temp.; 3 - regulator temperatury; 4 - regulator oporności; 5 - piec; 6 - termostat; 7 - mostek MT - 10; 8 - mostek MT - 10; 9 - mostek TT-6B; 10 - zespół zegara i przełącznika kanałów wraz z woltomierzem V-628; 11 - wyłącznik zesp. drukarki; 12 - blok sterowania drukarką; 13 - drukarka

Drugi układ, wrażliwy na rozciąganie, złożony jest z dwóch par tensometrów, z których jedna para jest równoległa, a druga prostopadła do osi celi, rys. 58.

Oba układy tensometrów foliowych współpracują z mostkami cyfrowymi typu MT-10.

Schemat elektronicznej części stanowiska badawczego przedstawiono na rys. 59.

Wykorzystywany zestaw aparatury kontrolno-pomiarowej pozwalał mierzyć wielkość odkształcenia osiowego i kąta odkształcenia postaciowego z dokładnością do  $\pm 5 \times 10^{-6}$ .

## V. TESTOWANIE STANOWISKA BADAWCZEGO

Prace doświadczalne stanowią główne źródło informacji o obiekcie badań i są podstawą do weryfikacji jego modelu matematycznego.

Elementem wszelkich badań eksperymentalnych jest pomiar, tj. doświadczalne wyznaczenie z określoną dokładnością miary danej wielkości. Niezbędnym czynnikiem uzyskania wiarygodnych wyników, na podstawie których można dokonywać wspomnianej weryfikacji modelu matematycznego jest zastosowanie odpowiedniej techniki pomiarowej oraz przyrządów o znanej klasie dokładności. Dlatego konieczne jest wykonanie szeregu badań kontrolnych.

Dla sprawdzenia poprawności działania oraz przydatności do realizacji zaplanowanego programu badań przeprowadzono testowanie stanowiska pomiarowego oraz testowanie własności metrologicznych narzędzi pomiarowych.

W tym celu przeprowadzono:

- wzorcowanie termooogni
- skalowanie celi pomiarowej
- dobór optymalnych nastaw regulatora temperatury
- cechowanie czujników
- wyznaczanie przełożenia mechanicznego dźwigni obciążenia osiowego w peizarce WT-1
- określenie wielkości zginania próbki na peizarce WT-1
- cechowanie ekstensometru mechanicznego.

### 1. Wzorcowanie termooogni

Utrzymanie jednorodnego i stałego rozkładu temperatury na części pomiarowej próbki ma duży wpływ na wyniki doświadczeń peizania /patrz rozdz. III, pkt. 3.7/. Z tego też względu ważny jest dokładny pomiar temperatury.

W badaniach temperaturę mierzono przy pomocy dwóch termoelementów typu miedź-konstantan, które wcześniej poddano cechowaniu na specjalnie do tego zaprojektowanym stanowisku.

W skład aparatury wchodziła grzałka, mieszadło napędzane elektromagnesem, kalorymetr, trzy termometry, termostat oraz woltomierz cyfrowy. Dla uchwycenia wartości potencjału w temperaturze 273 stopnie Kelvina posłużono się mieszaniną lodu z wodą.

Cechowanie do temperatury 573 K przeprowadzono w oleju. Temperaturę odniesienia 323 K utrzymywano przy pomocy termostatu. Wartości potencjałów dla kolejnych temperatur odczytywano z woltomierza cyfrowego.

Temperaturę mierzono przy pomocy trzech termometrów laboratoryjnych. Pomiarów dokonano 3-krotnie dla każdego termoelementu. Otrzymana charakterystyka, rys. 60, stanowi średnią z przeprowadzonych cechowań.

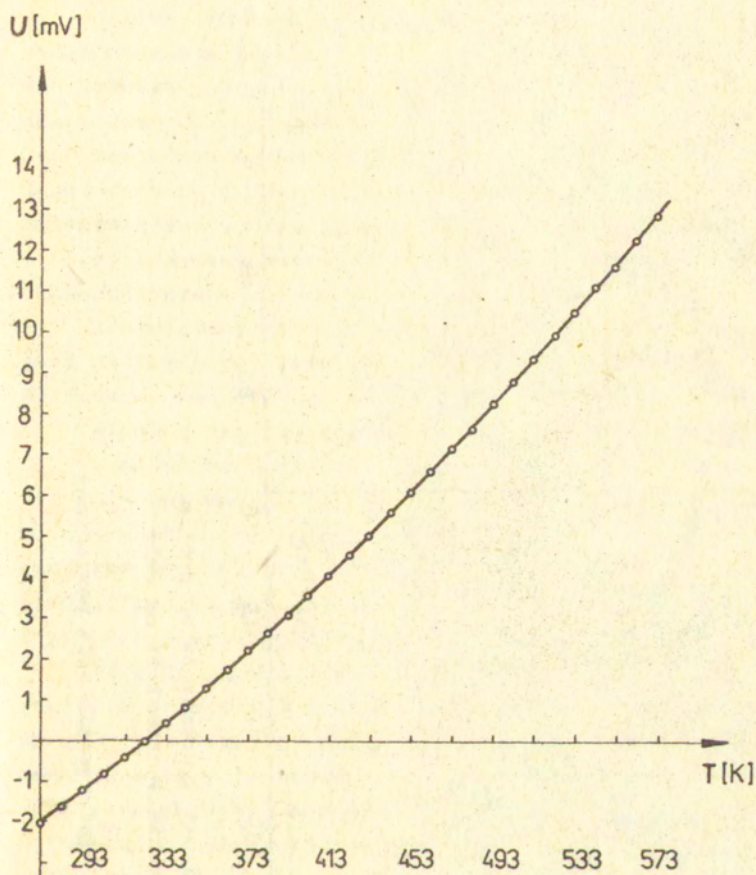
## 2. Skalowanie celi pomiarowej

Wzorcowanie celi pomiarowej wykonuje się dla uzyskania danych o stanach naprężenia, które następnie wykorzystuje się do dokładnego ustalenia wybranego poziomu naprężenia deformującego badaną próbkę.

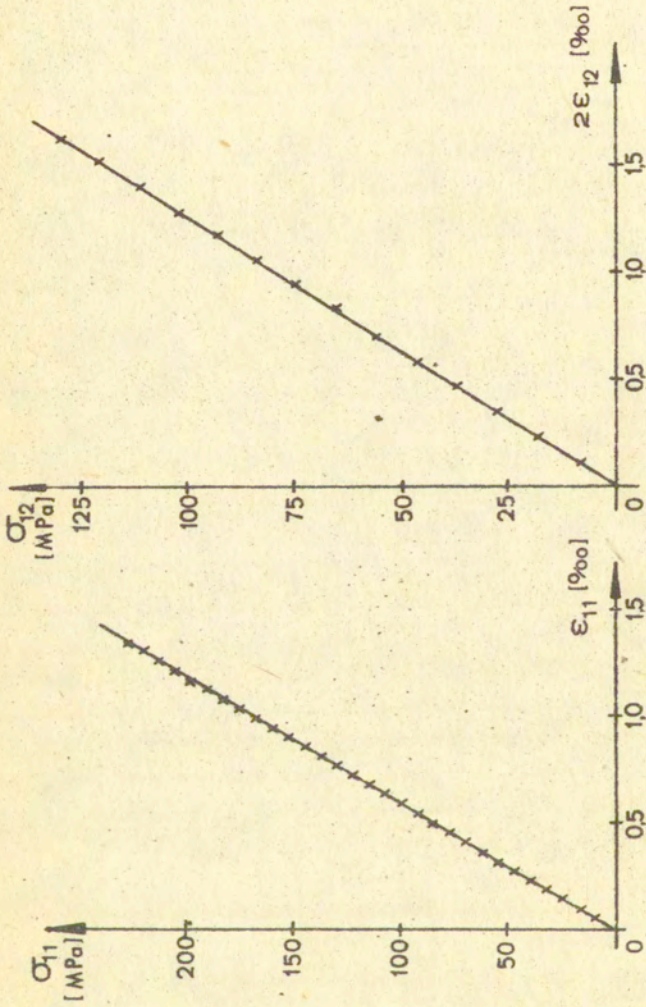
Dla wyskalowania celi wykonano próbki z materiału H18JS, tj. z materiału z którego wykonano celę pomiarową. Na próbce i na celi naklejono tensometry foliowe w dwóch niezależnych układach pełnego mostka z kompensacją temperatury - jeden czuły na rozciąganie, rys. 58 - drugi na skręcanie, rys. 57

Przy doborze wymiarów celi pomiarowej zwrócono szczególną uwagę na odpowiednie dobranie grubości ścianki tak, aby przy pracach doświadczalnych nie została przekroczona granica plastyczności.

Wyniki cechowania zamieszczono na rys. 61.



Rys. 60. Charakterystyka termooogniwa typu miedz-  
- konstantan



x wskazania tensometrów na próbce  
— wskazania tensometrów na celi.

Rys. 61. Wyniki wzorcowania celi pomiarowej



### 3. Dobór optymalnych nastaw regulatora temperatury

Jak wspomniano już wcześniej zmiany temperatury podczas badań pełzania powodują zmianę charakterystycznych parametrów dla procesu pełzania takich jak np.: ustalona prędkość pełzania i czas do zniszczenia.

Utrzymanie stałej wartości temperatury w całym okresie trwania doświadczenia zależy od wielu czynników.

Najważniejsze z nich to - dobór odpowiedniego regulatora temperatury, poprawne zaprojektowanie układu grzejącego pieca oraz dokładne uszczelnienie komory pieca podczas badań.

Zastosowany regulator temperatury, typu 655 przeznaczony jest do dokładnej regulacji temperatury w zakresie 50-999,9 K. Posiada on konstrukcję modułową, w skład której wchodzi

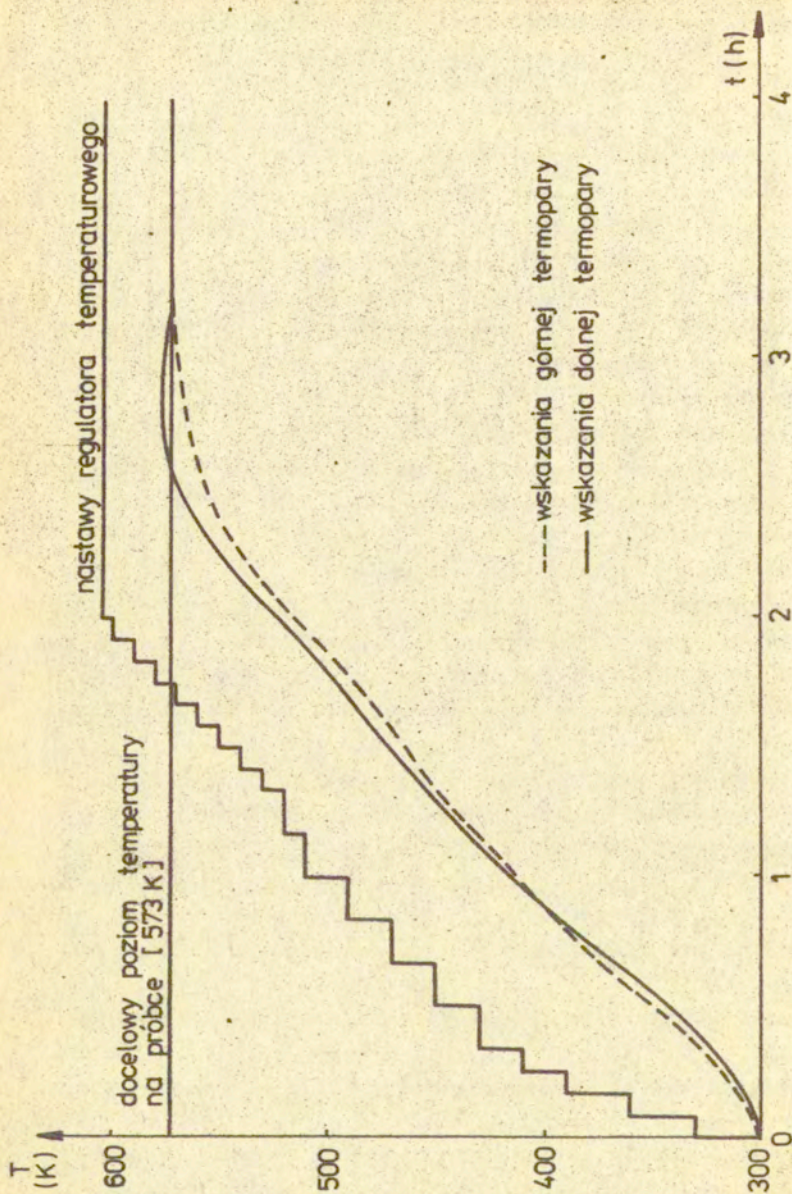
- moduł nastawy temperatury
- moduł wzmacniacza regulacyjnego
- moduł mocy.

Doboru nastaw regulatora dokonuje się przy pomocy platynowego czujnika temperatury, który umieszczony jest wewnątrz komory pieca. Czujnik zabezpieczono przed oddziaływaniem pól elektrycznych poprzez wbudowanie go w metalową osłonę.

Istotną sprawą przy wyznaczaniu optymalnych nastaw jest jakość zastosowanej izolacji termicznej regulowanego obiektu, od której w dużej mierze zależy wrażliwość obiektu regulowanego na zmiany temperatury otoczenia, czas dochodzenia temperatury obiektu do warunków ustalonych oraz wielkość mocy wydzielanej na grzejniku obiektu regulowanego w warunkach ustalonych.

Korzystając z regulatora typu 655 należy także pamiętać, że urządzenie to nie steruje temperatury obiektu, lecz temperaturę czujnika i stąd jakość regulacji wrażliwa jest na sposób jego usytuowania w piecu.

Spośród wielu możliwych kombinacji nastaw wybrano regulację typu P I /proporcjonalno-całkowa/, która wprawdzie zwiększa około dwóch razy czas regulacji w porównaniu z regulacją typu



Rys. 62. Schemat procesu nagrzewania próbkki

PID /proporcjonalno-całkowa-różniczkowa/, ale odporniejsza jest na wszelkiego rodzaju zakłócenia i jak wykazały testy zapewniała stałość nastawionej temperatury z dokładnością do  $\pm 1\text{K}$ . Na wykresie, rys. 62, przedstawiono schematycznie kolejne nastawy temperatury dla osiągnięcia wartości docelowej przy zastosowanej regulacji typu PI oraz odpowiadający temu przebieg nagrzewania próbki do założonej wartości ustalonej.

#### 4. Cechowanie czujników indukcyjnych

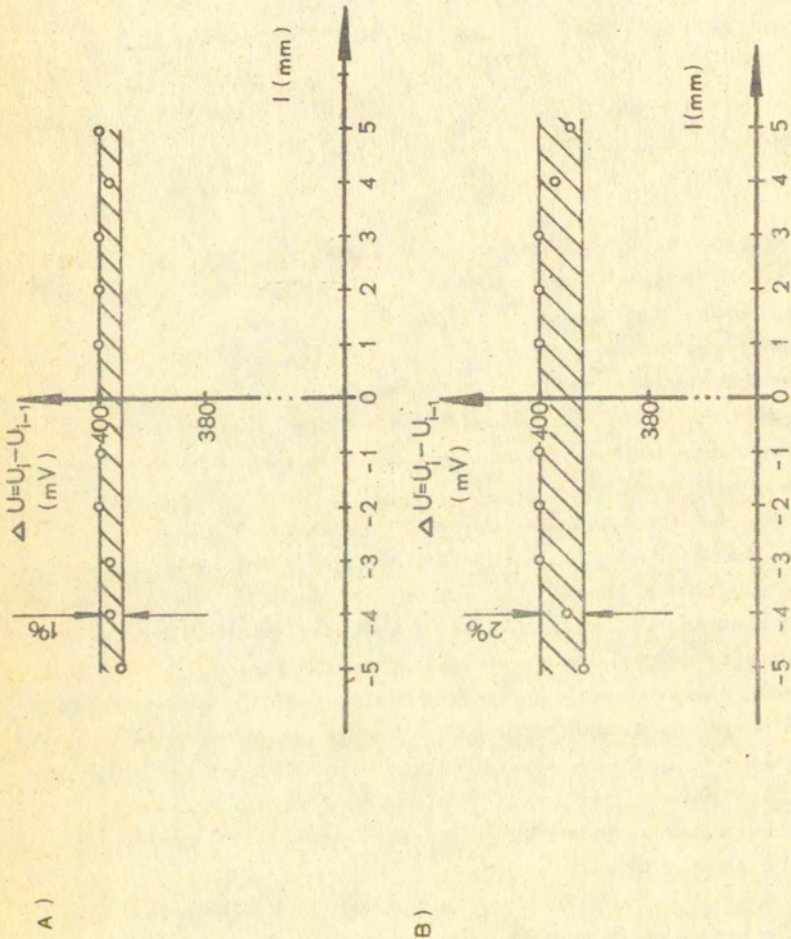
W skład stanowiska badawczego wchodziły dwie pary czujników, z których jedna przeznaczona była do pomiaru przemieszczeń osiowych, a druga - do względnego kąta skręcenia części pomiarowej próbki.

Wykorzystywane czujniki przetwarzają liniowe przemieszczenia swoich rdzeni na sygnał elektryczny, który odbierany jest przez odpowiednie mostki tensometryczne sprzężone z woltomierzem cyfrowym.

Ze względu na konieczność zapewnienia wysokiej dokładności wyników doświadczalnych, czujniki powinny mieć wyznaczone wykresy odchylenia od liniowości. W tym celu dla każdego z czujników sporządzono charakterystyki liniowości posługując się specjalnie do tego zaprojektowanym przyrządem.

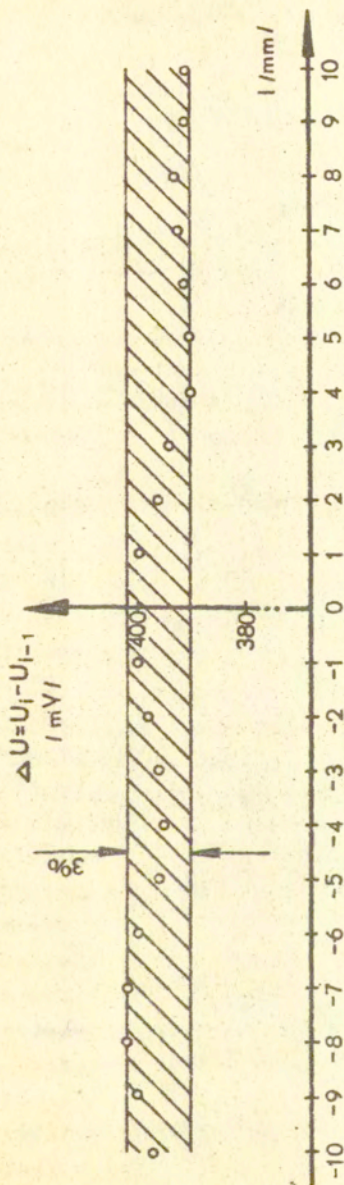
Wzorcowany czujnik unieruchamiano w uchwycie, a przesuw rdzenia wymuszano za pomocą ruchu obrotowego śruby mikrometrycznej. Cechowanie polegało na sprawdzeniu liniowości wskazań czujników poprzez porównanie sygnału z mostka tensometrycznego, współpracującego z danym czujnikiem, z wartością przemieszczenia rdzenia czujnika.

Na rys. 63 i 64 zamieszczono charakterystyki liniowości dla czujników przeznaczonych do pomiaru przemieszczeń, odpowiednio osiowych i postaciowych. Przedstawione wykresy uwzględniają jedynie te zakresy czujników, które wykorzystywano w badaniach. Na osiach rzędnych oznaczono przyrosty potencjału każ-

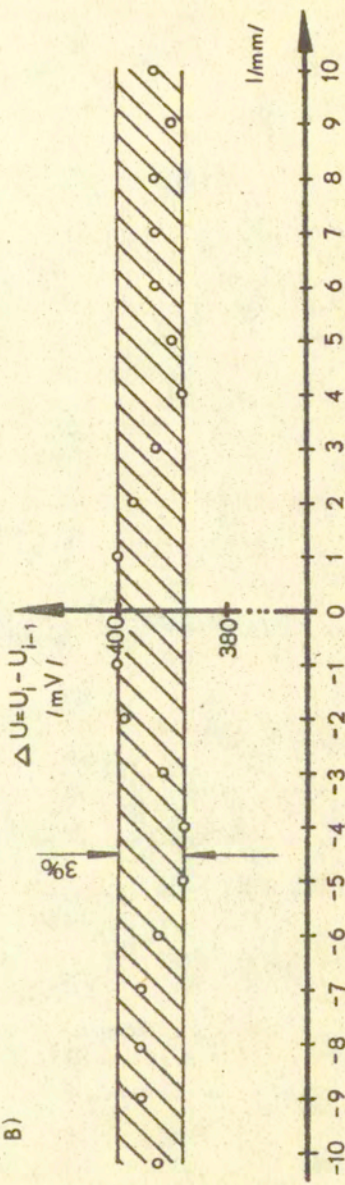


Rys. 63. Charakterystyki czujników indukcyjnych typu IWT-302 przy współpracy z mostkiem tensometrycznym typu TT-6B / A - czujnik nr 75212, B - czujnik nr 75103/

A)



B)



Rys. 64. Charakterystyki czujników typu 500 HR/334/100 przy współpracy z mostkiem tensometrycznym typu TT-6B /A - czujnik 150/D, B - czujnik 151/D/

dorazowo odpowiadające przemieszczeniu trzpienia czujnika o 1 mm, natomiast na osiach odciętych drogę rdzenia.

#### 5. Wyznaczanie przełożenia mechanicznego dźwigni obciążania osiowego

Przełożenie dźwigni obciążającej określono posługując się dynamometrem pierścieniowym, który zamiast próbki wmontowano w kinematyczny łańcuch obciążania.

Pomiary polegały na kolejnym obciążaniu układu rozciągającego pełzarki oraz odczycie wskazań czujnika dynamometru. Prze-

łożenie mechaniczne pełzarki, dla każdej wartości obciążenia, stanowił iloraz siły wskazywanej przez dynamometr do wartości siły obciążającej.

Obliczone przełożenie mechaniczne pełzarki WT-1 wyniosło 10 : 1.

#### 6. Określenie wielkości zginania próbki

Zagadnieniu zginania próbki podczas badań z zakresu plastyczności oraz pełzania w jednoosiowym lub złożonym stanie naprężenia poświęcono w literaturze wiele uwagi /patrz rozdz. III pkt. 3.4/, ponieważ może wprowadzić duże zmiany takich wielkości, jak:

- granica plastyczności
- wytrzymałość doraźna
- ustalona prędkość pełzania
- czas do zniszczenia przy pełzaniu.

Sprawdzenie wartości zginania dla pełzarki WT-1 przeprowadzono na próbkach miedzianych w zakresie sprężystym, w temperaturze pokojowej.

Doświadczenia wykonano jedynie dla zakresu sprężystego, po-

nieważ próby pełzania prowadzono przy poziomach naprężenia zawartych w obrębie tego obszaru.

W celu skorygowania luzów w łańcuchu kinematycznym obciążającym próbkę, a tym samym zapewnienia jednakowych warunków dla każdego doświadczenia pomiary wykonywano po wstępnym osiowym obciążeniu próbki siłą 210 /N/.

Dla pełzarki WT-1 wartości zginania określone wzorem (41) nie przekroczyły 6%. Zgodnie z rozważaniami Hayhursta /76/ wielkość ta jest dopuszczalna i praktycznie nie wpływa na wartość ustalonej prędkości pełzania.

## 7. Cechowanie ekstensometru mechanicznego

Do pomiaru odkształceń w doświadczeniach przeprowadzanych w płaskim stanie naprężenia opracowano specjalny ekstensometr mechaniczny, którego budowę opisano w rozdziale IV pkt. 3.

Skalowanie przyrządu przebiegało w dwóch etapach.

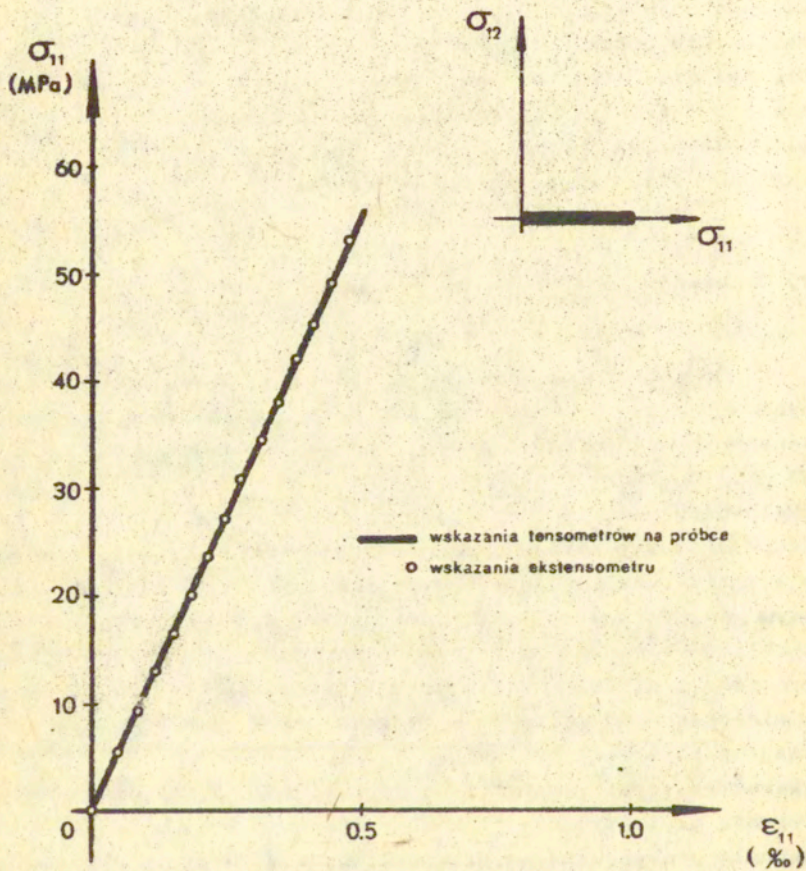
Pierwsze testy polegały na porównaniu wskazań ekstensometru w temperaturze pokojowej przy jednoosiowym rozciąganiu i czystym skręcaniu w obszarze sprężystym, z danymi uzyskiwanymi z układów tensometrów foliowych naklejonych na rurkowych próbkach z miedzi. W celu zminimalizowania błędów powstałych z niedokładnego naklejania tensometrów - jednakowe układy naklejono na trzech próbkach.

Charakterystyki zamieszczone na rys. 65, 66, 67 stanowią średnią arytmetyczną z trzech pomiarów.

Badania przeprowadzono dla rozciągania, czystego skręcania z uwzględnieniem zmiany kierunku przyłożonego momentu skręcającego oraz kombinacji rozciągania i skręcania.

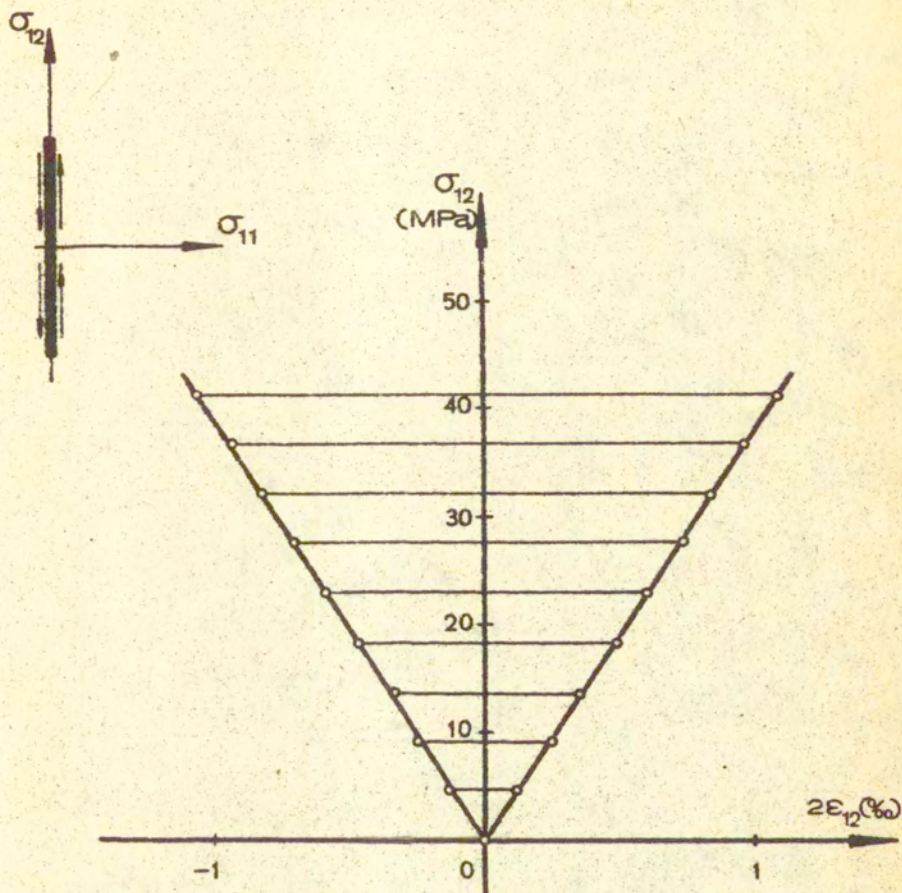
Drugi etap sprawdzania funkcjonowania ekstensometru polegał na przeprowadzeniu próby pełzania przy jednoosiowym rozciąganiu w temperaturze 573 K.

Test miał na celu sprawdzenie działania przyrządu przy dużych



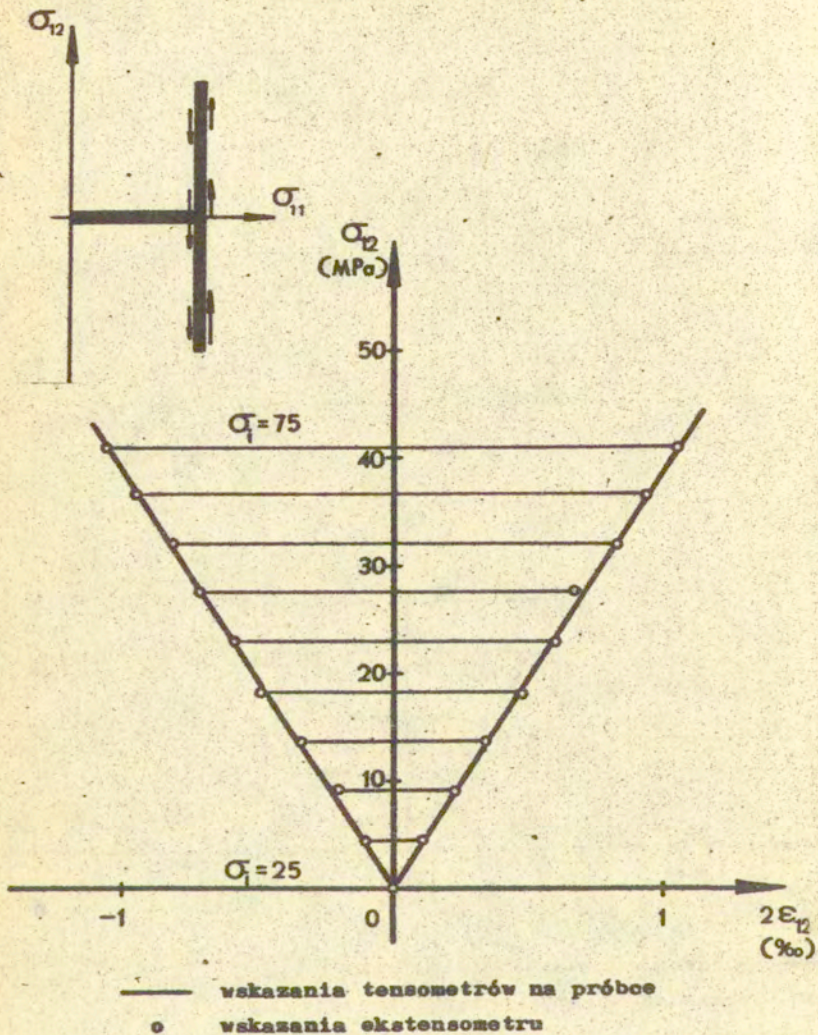
Rys.65. Charakterystyka ekstensometru przy jednoosiowym rozciąganiu



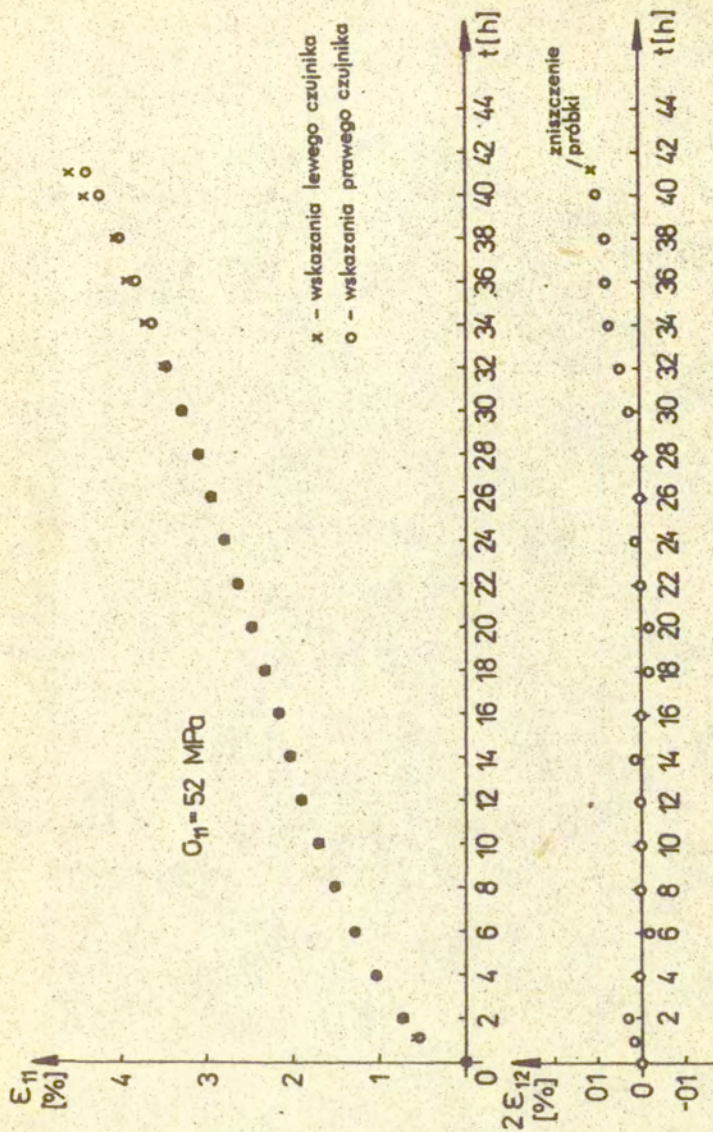


— . wskazania tensometrów na próbce  
o . wskazania ekstensometru

Rys.66. Charakterystyka ekstensometru przy czystym skręcaniu.



Rys.67. Charakterystyka ekstensometru przy skręcaniu dla zadanego poziomu naprężeń osiowych



Rys. 68. Krzywa pełzania przy rozciąganiu dla poziomu naprężenia większego od granicy plastyczności

odkształceniach oraz określenie oddziaływania pomiędzy systemem pomiaru odkształceń osiowych i postaciowych.

Wyniki przedstawiono na rys. 68.

Drobne różnice pomiędzy krzywymi na rys. 68 wynikają z niewielkiego zginania próbki podczas badań.

Z wykresu odkształceń postaciowych wynika, że dla testowanego przyrządu w warunkach jednoosiowego rozciągania nie ma praktycznie oddziaływania pomiędzy układem pomiaru odkształceń osiowych a układem pomiaru odkształceń postaciowych.

Jedynie dla III okresu pełzania występuje niewielka wartość

$\epsilon_{12}$  co prawdopodobnie wiąże się z niejednorodnością pola odkształceń w tym okresie.

Jest to jednak wartość mała w porównaniu z typowymi wielkościami deformacji pełzania dla miedzi w rozpatrywanej temperaturze.

## VI. WYNIKI I ANALIZA POCZĄTKOWYCH WŁASNOŚCI BADANEGO MATERIAŁU

### 1. Badanie izotropii

O materiale mówimy, że jest izotropowy wówczas, gdy jego charakterystyczne parametry, takie jak np.: granica plastyczności, wytrzymałość doraźna są jednakowe dla dowolnie wybranego kierunku. W rozważaniach teoretycznych z reguły zakłada się izotropowość materiału w stanie wyjściowym /rozpatrując np. metale/, co znacznie upraszcza równania konstytutywne opisujące proces deformacji.

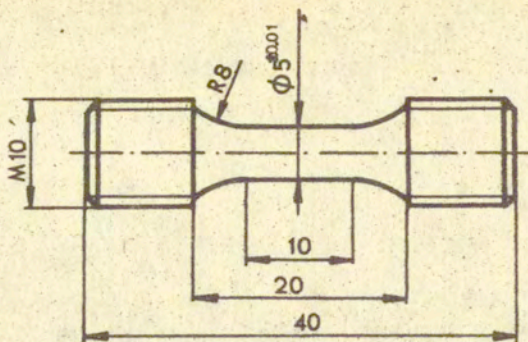
W przypadku stwierdzenia anizotropii badanego materiału przy opisie powstaje konieczność wprowadzenia dodatkowych parametrów, które znacznie komplikują równania konstytutywne oraz sposób ich rozwiązania.

Sprawdzenie izotropowości materiału ma zatem dać odpowiedź czy przy opisie teoretycznym danego procesu możemy korzystać z teorii, które zakładają z góry izotropię materiału.

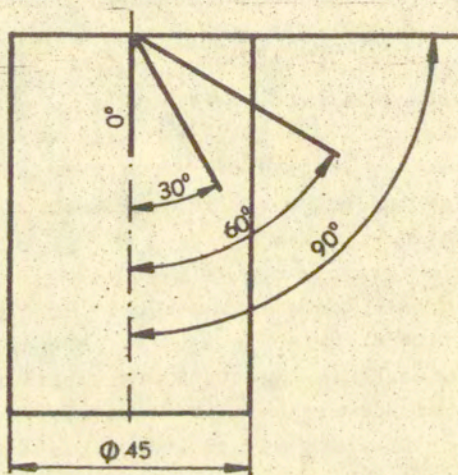
Doświadczenia tego typu można przeprowadzić wieloma metodami. Najbardziej rozpowszechnione sposoby kontroli izotropii dla materiału wyjściowego w postaci pręta to:

- wycięcie małych próbek pod różnymi kątami do osi pręta, a następnie jednocesowe ich rozciąganie,
- poddanie partii próbek przeznaczonych do właściwych badań różnym kombinacjom siły osiowej i momentu skręcającego,
- zrealizowanie dla wykonanych próbek rurkowych rozciągania siłą osiową oraz rozciągania poprzez ciśnienie dostarczone do wnętrza próbki.

Sprawdzenie izotropii miedzi M1E dokonano metodą, która polegała na wycięciu z miedzianego pręta o średnicy 45 mm małych próbeczek, rys. 69, pod różnymi kątami do jego osi, rys. 70.



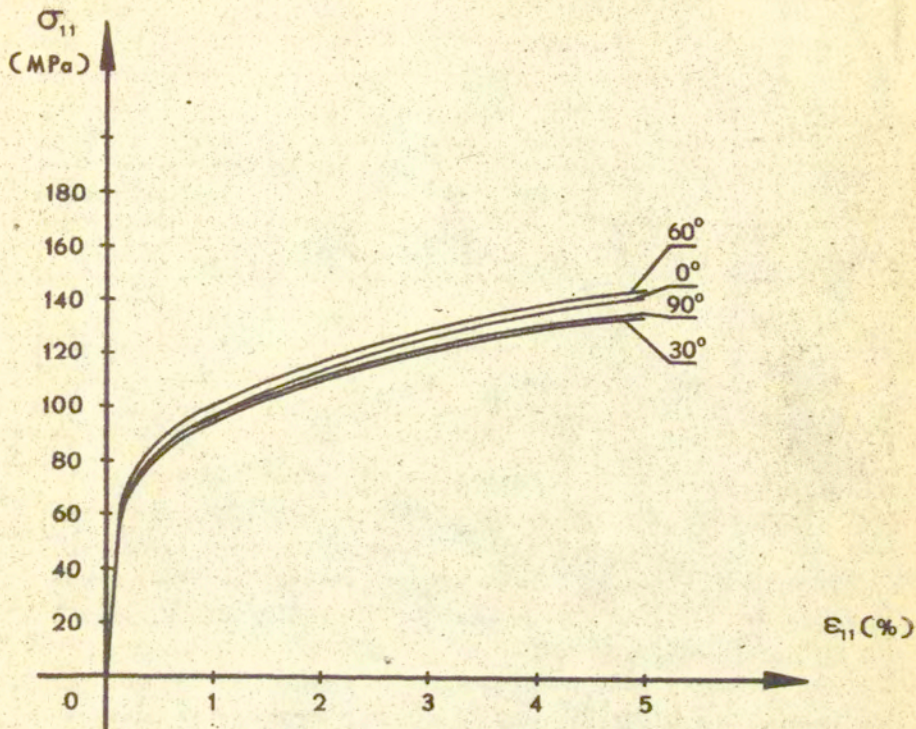
Rys.69. Próbka do badań izotropii



Rys.70. Schemat kierunków, dla których wycinano próbki

Materiał przeznaczony na próbki do badań izotropii poddano obróbce cieplnej analogicznej jak dla próbek stosowanych w doświadczeniach pełzania /rys. 55/.

Dla każdego kierunku wykonano po trzy próbki. Rozciąganie przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej "Instron" przy jednakowej prędkości ruchu-trawersy  $V = 0,5 \text{ mm/min}$ . Na wykresie, rys. 71, naszkicowano uśrednione krzywe rozcią-



Rys.71. Charakterystyki rozciągania dla próbek wyciętych pod kątami 0, 30, 60, 90° do osi pręta

gania dla każdego kierunku, natomiast w tabeli nr 1 przedstawiono porównanie charakterystyk rozciągania dla punktów odpowiadających odkształceniu 0,1; 1; 2; 3; 4; 5, procent. Wartości w tabeli stanowią średnią z trzech pomiarów.

Maksymalne rozrzuty, dla wybranych punktów charakterystyk rozciągania otrzymane z trzech prób dla danego kierunku wycięcia były porównywalne /w niektórych przypadkach nawet niższe/ z rozrzutami średnich dla różnych kierunków

Tabela nr 1.

| Kierunek<br>$\Theta_{\sigma}$<br>/deg/ | $\sigma_{0,1}$<br>/MPa/ | $\sigma_{1,0}$<br>/MPa/ | $\sigma_{2,0}$<br>/MPa/ | $\sigma_{3,0}$<br>/MPa/ | $\sigma_{4,0}$<br>/MPa/ | $\sigma_{5,0}$<br>/MPa/ |
|--|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|
| 0                                      | 49                      | 100                     | 113                     | 123                     | 133                     | 142                     |
| 30                                     | 48                      | 94                      | 108                     | 118                     | 127                     | 135                     |
| 60                                     | 49                      | 100                     | 115                     | 126                     | 137                     | 145                     |
| 90                                     | 49                      | 96                      | 109                     | 119                     | 129                     | 136                     |

i analogicznych punktów. Przykładowo dla odkształcenia  $\epsilon = 0,1\%$  w przypadku serii trzech próbek wyciętych pod kątem  $0^\circ$  do osi pręta, maksymalny rozrzut wartości odpowiadającego naprężenia wynosił  $4\%$ , podczas gdy rozrzut pomiędzy średnimi z trzech prób dla próbek wyciętych w kierunku  $0^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $90^\circ$  nie przekraczał  $2\%$ .

Wartość rozrzutów naprężenia dla punktów odpowiadających jednakowemu odkształceniu zwiększała się ze wzrostem wielkości deformacji, nie przekraczając jednak  $7\%$ , z zachowaniem wspomnianej powyżej tendencji. Na przykład dla odkształcenia  $\epsilon = 5\%$ , w przypadku serii 3 próbek wyciętych w kierunku  $90^\circ$  do osi pręta maksymalny rozrzut wynosił  $6,6\%$ , natomiast rozrzut średniej dla poszczególnych kierunków -  $6,9\%$ .

Otrzymane rezultaty pozwalają przyjąć, że badany materiał posiada własności izotropowe przy obciążeniach monotonicznie rosnących.

## 2. Wyznaczanie podstawowych parametrów wytrzymałościowych miedzi M1E

Badania charakterystycznych parametrów miedzi M1E obejmowały:



- wyznaczenie modułów Younga oraz Kirchhoffa w temperaturze pokojowej i 573 K,
- wyznaczenie umownej granicy plastyczności  $R_{0,2}$
- wyznaczenie granicy wytrzymałości doraźnej  $R_m$ ,
- pomiar twardości materiału metodą Brinella przed i po obróbce cieplnej,
- pomiar wielkości ziarna materiału wyżarzzonego.

## 2.1. Moduł Younga i Kirchhoffa

Pomiarów z zakresu obszaru sprężystego w temperaturze pokojowej dokonano na próbkach rurkowych, na których naklejono tensometry foliowe w układach pełnomostkowych z kompensacją temperatury czułych na rozciąganie, rys. 58 i skręcanie, rys. 57. Niezależnie rejestrowano wskazania z ekstensometru mechanicznego.

Moduł Younga określono na podstawie próby jednoosiowego rozciągania. Za wartość modułu przyjęto średnią arytmetyczną z dziesięciu pomiarów modułu  $E_i$ , obliczonych według wzoru:

$$(45) \quad E_i = \frac{(F_i - F_0) l_0}{S_0 \Delta l_i}$$

gdzie:  $F_i$  - bieżąca wartość siły

$F_0$  - wstępna wartość siły

$l_0$  - długość pomiarowa próbki

$S_0$  - wartość pola przekroju poprzecznego na części pomiarowej próbki

$\Delta l_i$  - wartość przyrostu długości próbki.

Wyniki zamieszczono w Tabeli nr 2.

Tabela nr 2. Moduł sprężystości podłużnej w temperaturze pokojowej

| Numer pomiaru                  | 1      | 2      | 3      | 4      | 5      | 6      | 7      | 8      | 9      | 10     |
|--------------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| $\sigma_{11}$ /MPa/            | 5,49   | 9,04   | 12,58  | 16,12  | 19,67  | 23,21  | 26,75  | 30,29  | 33,84  | 37,39  |
| $\epsilon_{11} \times 10^{-3}$ | 0,051  | 0,084  | 0,117  | 0,151  | 0,184  | 0,217  | 0,250  | 0,283  | 0,316  | 0,348  |
| $E_1$ /MPa/                    | 107647 | 107619 | 107521 | 106755 | 106902 | 106959 | 107000 | 107032 | 107084 | 107443 |

$$E = \frac{\sum_{i=1}^{10} \sigma_{11}}{\sum_{i=1}^{10} \epsilon_{11}}$$

n

$$E = 107196 \text{ /MPa/}$$

Moduł Kirchhoffa wyznaczono przy czystym skręcaniu próbek rurkowych. Wartość modułu sprężystości poprzecznej obliczono jako średnią arytmetyczną z dziesięciu pomiarów modułu  $G_1$ , który określono według wzoru

$$(46) \quad G_1 = \frac{2(M_1 - M_0) l_0}{\pi \Delta \varphi_1 [(d_z/2)^4 - (d_z/2 - g)^4]}$$

gdzie:  $M_1$  - bieżący moment skręcający  
 $M_0$  - początkowy moment skręcający  
 $d_z$  - średnica zewnętrzna próbki  
 $g$  - grubość ścianki próbki  
 $\Delta \varphi_1$  - kąt skręcania próbki.

Wyniki zamieszczono w Tabeli nr 3.

Podobną procedurę doświadczalną i obliczeniową stosowano do wyznaczenia wartości modułu  $E$ ,  $G$  w temperaturze 573 K. W tym przypadku wyniki otrzymano wyłącznie poprzez rejestrację wskazań ekstensometru mechanicznego.

Wyniki przedstawiono w Tabelach nr 4 i 5.

Tabela nr 3. Moduł sprężystości poprzecznej w temperaturze pokojowej

| Numer pomiaru            | 1     | 2     | 3     | 4     | 5     | 6     | 7     | 8     | 9     | 10    |
|--------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| $\sigma_{12}$ /MPa/      | 2,25  | 4,5   | 6,75  | 9,0   | 11,25 | 13,5  | 15,75 | 18    | 20,25 | 22,5  |
| $2E_{12} \times 10^{-3}$ | 0,055 | 0,109 | 0,164 | 0,225 | 0,28  | 0,344 | 0,399 | 0,457 | 0,515 | 0,568 |
| $G_1$ /MPa/              | 40909 | 41284 | 41159 | 40000 | 40179 | 39244 | 39474 | 39387 | 39320 | 39613 |

$$G = \frac{\sum_{i=1}^{10} G_i}{n}$$

$$G = 40057 \text{ /MPa/}$$

Tabela nr 4. Moduł sprężystości podłużnej w temperaturze 573 K

| Numer pomiaru                  | 1     | 2     | 3     | 4     | 5     | 6     | 7     | 8     | 9     | 10    |
|--------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| $\sigma_{11}$ /MPa/            | 5,49  | 9,04  | 12,58 | 16,12 | 19,67 | 23,21 | 26,75 | 30,29 | 33,84 | 37,39 |
| $\epsilon_{11} \times 10^{-3}$ | 0,062 | 0,103 | 0,143 | 0,184 | 0,224 | 0,263 | 0,305 | 0,345 | 0,385 | 0,426 |
| E /MPa/                        | 88548 | 87767 | 87972 | 87609 | 87813 | 88251 | 87705 | 87797 | 87896 | 87770 |

$$E = \frac{\sum_{i=1}^{10} E_i}{n} = 87913 \text{ /MPa/}$$

Tabela nr 5. Moduł sprężystości poprzecznej w temperaturze 573 K

| Numer pomiaru                       | 1     | 2     | 3     | 4     | 5     | 6     | 7     | 8     | 9     | 10    |
|-------------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| $\sigma_{12}$ /MPa/                 | 2,25  | 4,5   | 6,75  | 9,0   | 11,25 | 13,5  | 15,75 | 18    | 20,25 | 22,5  |
| $2 \varepsilon_{12} \times 10^{-3}$ | 0,062 | 0,122 | 0,187 | 0,248 | 0,313 | 0,370 | 0,438 | 0,504 | 0,550 | 0,631 |
| G /MPa/                             | 36290 | 36885 | 36096 | 36290 | 35942 | 36486 | 35959 | 35714 | 36818 | 36658 |

$$G = \frac{\sum_{i=1}^{10} \sigma_i}{\varepsilon} = 36314 \text{ /MPa/}$$

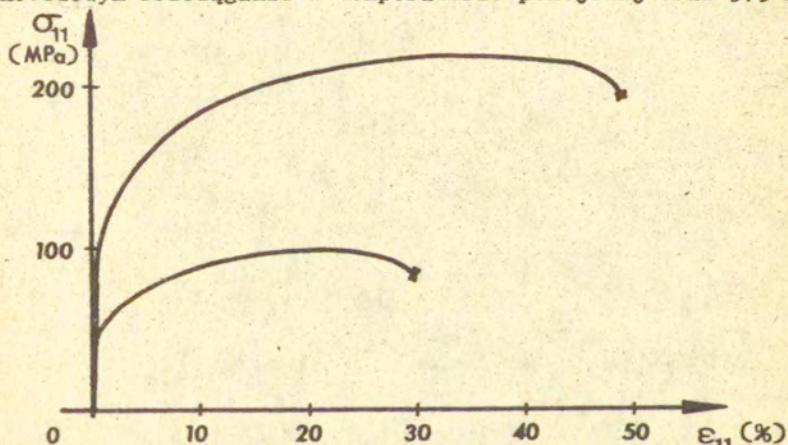
2.2. Umowna granica plastyczności oraz granica wytrzymałości doraźnej.

Dla materiałów posiadających gładkie charakterystyki rozciągania, tj. nie wykazujących wyraźnej granicy plastyczności, wyznacza się granice umowne.

Umowną granicę plastyczności  $R_{0,2}$  oraz granicę wytrzymałości doraźnej  $R_m$  dla temperatury pokojowej oraz temperatury 573 K wyznaczono przy jednoosiowym rozciąganiu na pełzarce WT-1.

Uzyskane wyniki, tabela nr 6, stanowią średnią z pomiarów dokonanych dla trzech próbek.

Na rys.72 przedstawiono pełne charakterystyki miedzi M1E przy jednoosiowym rozciąganiu w temperaturze pokojowej oraz 573 K.



Rys.72. Charakterystyki rozciągania miedzi M1E w temperaturze pokojowej i 573 K

Tabela nr 6

|                 | T = 293 K | T = 573 K |
|-----------------|-----------|-----------|
| $R_{0,2}$ /MPa/ | 76        | 50        |
| $R_m$ /MPa/     | 220       | 98        |

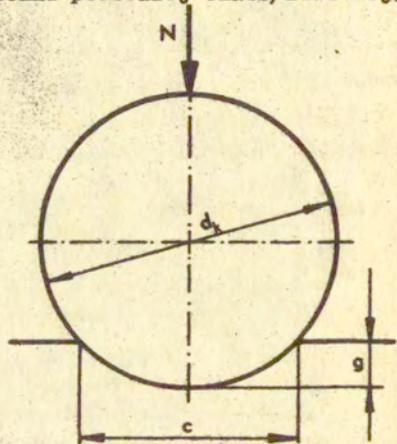
### 2.3. Twardość

Pomiarów twardości materiału dokonano przed i po obróbkę cieplną wykorzystując metodę Brinella.

Doświadczenia polegały na wciskaniu twardej kulki w powierzchnię metalu, a następnie pomiarze średnicy trwałego odcisku po odciążeniu.

Miarą twardości wyznaczoną tym sposobem jest iloraz siły obciążającej i pola powierzchni powstałej odciskowej.

$$(47) \quad HB = \frac{0,102 N}{\pi d_k g}$$
$$= \frac{0,102 \cdot 2N}{\pi d_k (d_k - \sqrt{d_k^2 - c^2})}$$



Rys. 73

W obliczeniach korzystano ze wzoru (47).

Oznaczenia poszczególnych wielkości występujących w tym wzorze podano schematycznie na rys. 73.

W próbach stosowano kulkę o średnicy  $d_k = 5$  /mm/ i siłę nacisku  $N = 62,5$  /kG/. Doświadczenia przeprowadzono zgodnie z normą PN-78/H-04350.

Wyniki stanowiące średnią z pięciu pomiarów zamieszczono w tabeli nr 7.



Tabela nr 7

| Rodzaj materiału  | Twardość |
|---|----------|
| materiał przed wyżarzeniem  | 83 HB    |
| materiał po obróbce cieplnej przedstawionej schematycznie na rys.55 | 45 HB    |

### 3. Metalograficzne badania struktury czystej miedzi M1E

Celem metalograficznych badań struktury miedzi M1E było określenie wielkości ziarna materiału przeznaczonego do doświadczeń pełzania. Próbki do badań struktury wycięto w dwóch wzajemnie prostopadłych płaszczyznach względem osi pręta, a następnie szlifowano i polerowano mechanicznie na polerce Metasinx. Zgląd trawiono roztworem chlorku żelazowego w rozcieńczonym kwasie solnym /skład odczynnika - 5 g  $\text{FeCl}_3$ , 110  $\text{cm}^3$  stężonego  $\text{HCl}$ , 100  $\text{cm}^3$   $\text{H}_2\text{O}$ /. Obserwacje oraz zdjęcia wykonano przy użyciu mikroskopu Neophot-2. Na rys. 74 przedstawiono zdjęcia struktury komórkowej miedzi przy stukrotnym powiększeniu powierzchni zglądów.

Wielkość ziarna oszacowano metodą porównawczą według normy PN-66/H-04507. Zgodnie z zaleceniami wspomnianej normy ustalono, że wielkość ziarna badanej miedzi M1E odpowiada numerowi 6, który określony jest parametrami zamieszczonymi w tabeli nr 8.

Tabela 8

| Numer wielkości ziarna G | Średnia wielkość powierzchni przekroju ziarna<br>$\frac{a}{\text{mm}^2}$ | Liczba ziarn na $20 \times 20$ mm <sup>2</sup> |                         | Średnia liczba ziarn w 1 mm <sup>3</sup> | Średnia średnica ziarna d /mm/ | Średnia umowa na średnicę ziarna d /mm/ |
|--------------------------|--|--|-------------------------|--|--------------------------------|---|
|                          |  | min.<br>m <sub>min</sub>                       | średnia m <sub>śr</sub> |  |                                |   |
| 6                        | 0,00195  | 384  | 512                     | 11585                                    | 0,044                          | 0,0391                                  |



Rys. 74. Struktura mikroskopowa miedzi M1E otrzymana z części pomiarowej próbki  
a/ w kierunku poprzecznym  
b/ w kierunku wzdłużnym

## VII. WYNIKI ORAZ ANALIZA BADAŃ PEŁZANIA MIEDZI M1E W ZŁOŻONYM STANIE NAPRĘŻENIA

### 1. Wektorowa przestrzeń naprężenia

Stan naprężenia odkształcanego ciała sztywnego, które znajduje się pod działaniem sił objętościowych i powierzchniowych można wyrazić za pomocą tensora naprężenia

$$(48) \quad \sigma_{ij} = \begin{vmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{vmatrix} .$$

Jeżeli w danym punkcie ciała deformacja zachodzi przy zmianach stanu naprężenia w czasie, to wówczas mamy do czynienia z procesem obciążania ciała, który określa się poprzez zadanie sześciu składowych /w przypadku symetrii/ tensora naprężenia w postaci funkcji czasu

$$(49) \quad \sigma_{ij} = \sigma_{ij}(t)$$

i mówimy wtedy, że proces obciążania w punkcie odkształcanego ciała jest zdefiniowany w przestrzeni naprężeń Iljuszyna /49/.

W eksperymentach pełzania zawartych w niniejszej pracy proces obciążania nie ma charakteru zmiennego i stąd przyjęto, że jest niezależny od czasu.

Tensor naprężenia możemy przedstawić jako sumę dwóch tensorów: dewiatora i aksjatora

$$(50) \quad \sigma_{ij} = S_{ij} + M_{ij} .$$

gdzie  $M_{ij} = \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij}$ ;  $S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij}$ .

Oznaczamy  $\frac{1}{3} \sigma_{kk} = \sigma_0$ , wówczas

$$(51) \quad S_{ij} = \begin{vmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \sigma_{11} - \sigma_0 & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} - \sigma_0 & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} - \sigma_0 \end{vmatrix}$$

W danym punkcie odkształcanego ciała stan naprężenia oraz proces jego zmiany można przedstawić geometrycznie w sześciowymiarowej przestrzeni tensorowej.

Ponieważ pierwszy niezmiennik dewiatora naprężenia  $J_1 = S_{11} + S_{22} + S_{33}$  równy jest zeru, zagadnienie można rozpatrywać w przestrzeni pięciowymiarowej.

Dla geometrycznego zinterpretowania dewiatora naprężenia wprowadzono /84/ wektor naprężenia,

$$(52) \quad \bar{\sigma} = \sigma_m \bar{n}_m \quad /m = 1, 2, \dots, 5/$$

gdzie  $\bar{n}_m$  - ortonormalna baza wektorowa

$\sigma_m$  - składowe wektora naprężenia.

Składowe wektora naprężenia definiuje się zależnościami:

$$(53) \quad \begin{aligned} \sigma_1 &= \alpha \sqrt{2} [S_{11} \cos(\beta + \frac{\pi}{6}) - S_{22} \sin \beta] \\ \sigma_2 &= \alpha \sqrt{2} [S_{11} \sin(\beta + \frac{\pi}{6}) + S_{22} \cos \beta] \\ \sigma_3 &= \alpha \sqrt{2} S_{12} \\ \sigma_4 &= \alpha \sqrt{2} S_{23} \\ \sigma_5 &= \alpha \sqrt{2} S_{31} \end{aligned}$$

gdzie  $\alpha$  - jest stałą, a  $\beta$  - dowolnym parametrem.

Długość  $|\bar{\sigma}|$  wektora  $\bar{\sigma}$  związana jest z drugim niezmiennikiem dewiatora naprężenia  $J_2$  zależnością

$$(54) \quad \alpha^2 J_2 = |\bar{\sigma}|^2 .$$

Przyjmując /84/  $\alpha = \sqrt{3/2}$  otrzymujemy:

$$(55) \quad |\bar{\sigma}| = \left( \frac{3}{2} S_{ij} S_{ij} \right)^{1/2} .$$

Z kolei jeśli położymy  $\beta = 0$ , co odpowiada dwuwymiarowej, wektorowej przestrzeni dewiatora naprężenia /np. poddanie cienkościennej rurki jednoczesnemu działaniu siły osiowej i ciśnienia wewnętrznego/ wówczas związki (53) przyjmą postać:

$$(56) \quad \begin{aligned} \sigma_1 &= 3/2 S_{11} \\ \sigma_2 &= \sqrt{3}/2 S_{11} + \sqrt{3} S_{22} \\ \sigma_3 &= \sqrt{3} S_{12} \\ \sigma_4 &= \sqrt{3} S_{23} \\ \sigma_5 &= \sqrt{3} S_{31} . \end{aligned}$$

W większości prac eksperymentalnych rozwiązuje się zadania mechaniki, których stan naprężenia można rozpatrywać w przestrzeniach mniejszych niż pięciowymiarowa. Na przykład dla cienkościennych próbek rurkowych poddanych kombinacji siły osiowej, ciśnienia wewnętrznego i momentu skręcającego można założyć, że

$$(57) \quad \sigma_{23} = \sigma_{31} = 0$$

i wówczas stan naprężenia określony jest w trójwymiarowej przestrzeni

$$(58) \quad (\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = \left[ \frac{3}{2} S_{11} \cdot \left( \frac{\sqrt{3}}{2} S_{11} + \sqrt{3} S_{22} \right) \cdot \sqrt{3} S_{12} \right]$$

przez wektor

$$(59) \quad \bar{\sigma} = 3/2 S_{11} \bar{n}_1 + \sqrt{3} (S_{11}/2 + S_{22}) \bar{n}_2 + \sqrt{3} S_{12} \bar{n}_3 .$$

Ponieważ

$$(60) \quad \begin{aligned} s_{11} &= (2\sigma_{11} - \sigma_{22} - \sigma_{33})/3 \\ s_{22} &= (2\sigma_{22} - \sigma_{11} - \sigma_{33})/3 \\ s_{12} &= \sigma_{12} \end{aligned}$$

stąd dewiatorowy stan naprężenia w próbce możemy wyrazić w przestrzeni trójwymiarowej przez wektor

$$(61) \quad \bar{\sigma} = \frac{1}{2}(2\sigma_{11} - \sigma_{22} - \sigma_{33})\bar{n}_1 + \frac{\sqrt{3}}{2}(\sigma_{22} - \sigma_{33})\bar{n}_2 + \sqrt{3}\sigma_{12}\bar{n}_3,$$

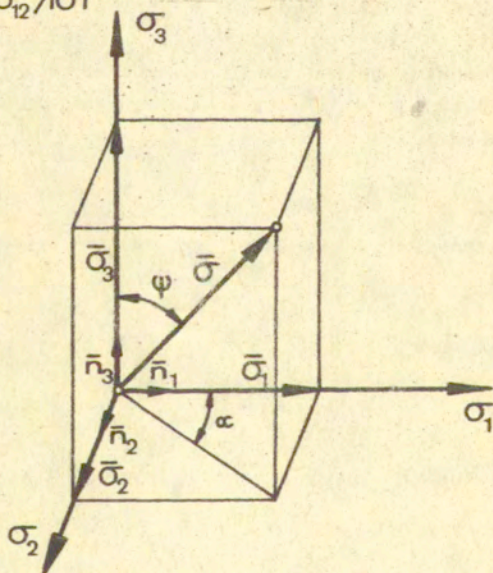
którego długość definiuje się zależnością

$$(62) \quad |\bar{\sigma}| = (\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2)^{1/2} = \left[ \frac{1}{4}(2\sigma_{11} - \sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + \frac{3}{4}(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + 3\sigma_{12}^2 \right]^{1/2},$$

a kierunek - kątami  $\alpha$  i  $\psi$ , rys.75, określanymi przez

$$\operatorname{tg} \alpha = \sigma_2 / \sigma_1 = \sqrt{3}(\sigma_{22} - \sigma_{33}) / (2\sigma_{11} - \sigma_{22} - \sigma_{33})$$

$$(63) \quad \cos \psi = \sqrt{3}\sigma_{12} / |\bar{\sigma}|$$



Rys.75. Trójwymiarowa przestrzeń naprężeń

## 2. Wektorowa przestrzeń odkształcenia

Stan odkształcenia danego elementu ciała wygodnie jest wyrażać w postaci tensora odkształcenia

$$(64) \quad e_{ij} = \begin{vmatrix} e_{11} & e_{12} & e_{13} \\ e_{21} & e_{22} & e_{23} \\ e_{31} & e_{32} & e_{33} \end{vmatrix},$$

którego dekompozycję można przedstawić zależnością

$$(65) \quad e_{ij} = e_{ij} - \frac{1}{3} e_{kk} \delta_{ij} + \frac{1}{3} e_{kk} \delta_{ij} =$$

$$\begin{vmatrix} e_{11} - \frac{1}{3} e_{kk} & e_{12} & e_{13} \\ e_{21} & e_{22} - \frac{1}{3} e_{kk} & e_{23} \\ e_{31} & e_{32} & e_{33} - \frac{1}{3} e_{kk} \end{vmatrix} + \frac{1}{3} e_{kk} \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{vmatrix}.$$

Stąd wynika definicja dewiatora odkształcenia:

$$(66) \quad \varepsilon_{ij} = e_{ij} - \frac{1}{3} e_{kk} \delta_{ij}$$

Zachodzące z upływem czasu zmiany stanu deformacji w danym punkcie ciała nazywamy procesem odkształcenia i określamy w przypadku symetrii przez zadanie sześciu składowych tensora odkształcenia w postaci funkcji czasu

$$(67) \quad e_{ij} = e_{ij}(t)$$

lub jeśli weźmiemy pod uwagę zależność pomiędzy składowymi tensora odkształcenia  $e_{ij}$  oraz dewiatora  $\varepsilon_{ij}$  - przez zadanie sześciu składowych dewiatora odkształcenia w postaci funkcji czasu

$$(68) \quad \varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}(t)$$

Stan odkształcenia w danej chwili oraz proces jego zmiany w czasie można zatem przedstawić geometrycznie w przestrzeni sześciowymiarowej lub ze względu na zerowanie się pierwszego niezmiennika dewiatora odkształcenia - w przestrzeni pięciowymiarowej.

Analogicznie jak dla stanu naprężenia w celu geometrycznego zinterpretowania stanu deformacji wprowadza się wektor dewiatora odkształcenia, który zdefiniowany jest w przestrzeni pięciowymiarowej zależnością

$$(69) \quad \bar{E} = E_m \bar{n}_m \quad /m = 1, 2, \dots, 5/$$

gdzie  $\bar{n}_m$  - ortonormalna baza wektorowa

$E_m$  - składowa dewiatora odkształcenia w m-tym kierunku.

Długość  $|\bar{E}|$  wektora  $\bar{E}$  wyraża się w postaci funkcji drugiego niezmiennika dewiatora odkształcenia

$$(70) \quad |\bar{E}|^2 = \alpha^2 I_2 ,$$

gdzie  $\alpha$  - stała, natomiast poszczególne składowe określa się zależnościami

$$(71) \quad \begin{aligned} E_1 &= \sqrt{2} \alpha \left[ \epsilon_{11} \cos\left(\beta + \frac{\pi}{6}\right) - \epsilon_{22} \sin\beta \right] \\ E_2 &= \sqrt{2} \alpha \left[ \epsilon_{11} \sin\left(\beta + \frac{\pi}{6}\right) + \epsilon_{22} \cos\beta \right] \\ E_3 &= \sqrt{2} \alpha \epsilon_{12} \\ E_4 &= \sqrt{2} \alpha \epsilon_{23} \\ E_5 &= \sqrt{2} \alpha \epsilon_{31} , \end{aligned}$$

gdzie  $\beta$  jest dowolnym parametrem.

Przyjmując /84/  $\alpha = \sqrt{2/3}$  oraz  $\beta = 0$  otrzymujemy

$$(72) \quad \begin{aligned} E_1 &= \epsilon_{11} \\ E_2 &= 2\sqrt{3} (\epsilon_{11}/2 + \epsilon_{22}) \\ E_3 &= 2\sqrt{3} \epsilon_{12} \\ E_4 &= 2\sqrt{3} \epsilon_{23} \\ E_5 &= 2\sqrt{3} \epsilon_{31} . \end{aligned}$$



Indeksy 1, 2, 3 składowych  $\bar{E}$  dobrano tak, że odpowiadają kierunkom osiowemu, obwodowemu i promieniowemu badanej próbki. Dla cienkościennych rurek obciążonych siłą osiową, ciśnieniem wewnętrznym oraz momentem skręcającym przyjmuje się

$$(73) \quad \varepsilon_{23} = \varepsilon_{31} = 0$$

i wówczas stan odkształcenia określony jest w przestrzeni trójwymiarowej

$$(74) \quad (\bar{E}_1, \bar{E}_2, \bar{E}_3) = \left[ \varepsilon_{11}, \frac{2}{\sqrt{3}}(\varepsilon_{11}/2 + \varepsilon_{22}), \frac{2}{\sqrt{3}}\varepsilon_{12} \right]$$

przez wektor

$$(75) \quad \bar{E} = \varepsilon_{11}\bar{n}_1 + 2/\sqrt{3}(\varepsilon_{11}/2 + \varepsilon_{22})\bar{n}_2 + 2/\sqrt{3}\varepsilon_{12}\bar{n}_3$$

Składowe wektora  $\bar{E}$  można wyrazić przez składowe tensora odkształcenia. W przypadku założenia nieściśliwości materiału przy deformacji mamy

$$(76) \quad \bar{E} = e_{11}\bar{n}_1 + 2/\sqrt{3}(e_{11}/2 + e_{22})\bar{n}_2 + 2/\sqrt{3}e_{12}\bar{n}_3$$

Długość wektora  $\bar{E}$  określa zależność

$$(77) \quad |\bar{E}| = (\bar{E}_1^2 + \bar{E}_2^2 + \bar{E}_3^2)^{1/2} = \left[ e_{11}^2 + \frac{4}{3}(e_{11}/2 + e_{22})^2 + \frac{4}{3}e_{12}^2 \right]^{1/2},$$

natomiast kierunek definiują związki

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{\bar{E}_2}{\bar{E}_1} = (2/\sqrt{3})(e_{11}/2 + e_{22})/e_{11}$$

$$(78) \quad \operatorname{cos} \psi = \frac{\bar{E}_3}{\sqrt{3}|\bar{E}|}$$

Każdemu procesowi odkształcania elementu ciała w określonej przestrzeni przyporządkowana jest trajektoria deformacji, którą można wyrazić przez hodograf prędkości wektora odkształcenia  $\bar{E}$ .

Długość łuku trajektorii odkształcenia określa się wówczas

związkiem

$$(79) \quad T = \int_0^t \left| \frac{d\bar{E}}{dt} \right| dt .$$

### 3. Stan naprężenia oraz stan odkształcenia realizowany w programie eksperymentalnym

#### 3.1. Stan naprężenia

W badaniach pełzania wykorzystano cienkościenne próbki rurkowe, w których wywoływano płaski stan naprężenia poprzez kombinację rozciągania i skręcania. Stan naprężenia w takim przypadku określa się tensorem naprężenia

$$(80) \quad \sigma_{ij} = \begin{vmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{21} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} .$$

którego trzy niezmienniki wyrażone ogólnymi zależnościami

$$(81) \quad \begin{aligned} J'_1 &= \sigma_{ii} \\ J'_2 &= \frac{1}{2}(\sigma_{ii}\sigma_{jj} - \sigma_{ij}\sigma_{ji}) \\ J'_3 &= \det(\sigma_{ij}) \end{aligned}$$

przyjmują formę

$$(82) \quad \begin{aligned} J'_1 &= \sigma_{11} \\ J'_2 &= -\sigma_{12}^2 \\ J'_3 &= 0 \end{aligned}$$

Składowe tensora naprężenia  $\sigma_{ij}$  obliczono według wzorów Prandtla, stosowanych powszechnie dla cienkościennych powłok symetrycznych

- składowa normalna

$$(83) \quad \sigma_{11} = \frac{P}{2\pi r g} \quad ; \quad r = \frac{d_z + d_w}{4}$$

- składowa styczna

$$(84) \quad \sigma_{12} = \frac{M}{2\pi r^2 g} \quad ; \quad M = PR$$

$R$  - promień dysku skrętnego, pozostałe oznaczenia przedstawiono schematycznie na rys. 76/.

Wartości główne tensora naprężenia wyznaczone z układu jednorodnych równań algebraicznych postaci

$$(85) \quad (\sigma_{ij} - \lambda \delta_{ij}) \mu_i = 0 \quad ,$$

gdzie  $\mu_i$  - współczynniki kierunkowe, w konkretnie rozpatrywanym przypadku określone są związkiem

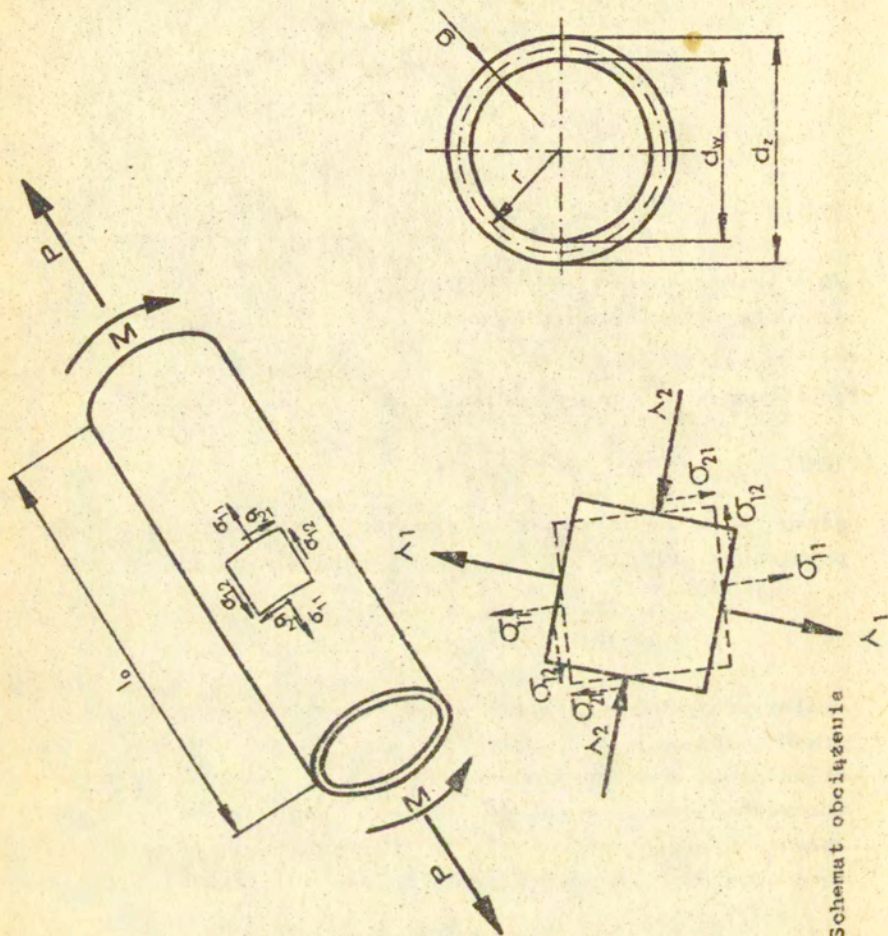
$$(86) \quad \lambda_{1,2} = \frac{\sigma_{11}}{2} \pm \frac{1}{2} \sqrt{\sigma_{11}^2 + 4\sigma_{12}^2} \quad .$$

Ogólny przypadek płaskiego stanu naprężenia realizowanego przez kombinacje siły osiowej i momentu skręcającego można zilustrować geometrycznie stosując koło Mohra, rys. 77.

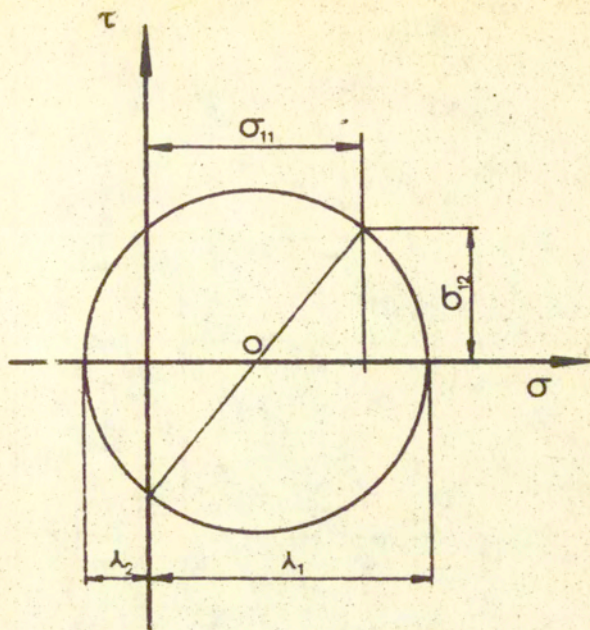
Wprowadzając założenie, że ciśnienie hydrostatyczne nie ma wpływu na proces pełzania stan naprężenia określa się tensorem dewiatora naprężenia zdefiniowanym zależnością

$$s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad .$$

W przypadku płaskiego stanu naprężenia stosowanego w przyjętym programie badań dewiator określony jest macierzą



Rys.76. Schemat obciążenia



Rys.77. Koło Mohra dla ogólnego przypadku płaskiego stanu naprężenia, realizowanego w badaniach pełzania

$$(87) \quad S_{ij} = \begin{vmatrix} 2/3\sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & -1/3\sigma_{11} & 0 \\ 0 & 0 & -1/3\sigma_{11} \end{vmatrix}$$

Niezmienniki dewiatora naprężenia wyrażone ogólnymi zależnościami

$$(88) \quad \begin{aligned} J_1 &= S_{ii} = 0 \\ J_2 &= 1/2 S_{ij} S_{ij} \\ J_3 &= 1/3 S_{ij} S_{jk} S_{ki} \end{aligned}$$

dla rozważanego stanu przyjmują postać:

Tabela nr 9

| $\Theta_{\sigma}$ | $\bar{\sigma}_I = 31 \text{ MPa}$ |               |             |             | $\bar{\sigma}_I = 41 \text{ MPa}$ |               |             |             | $\bar{\sigma}_I = 45 \text{ MPa}$ |               |             |             |
|-------------------|-----------------------------------|---------------|-------------|-------------|-----------------------------------|---------------|-------------|-------------|-----------------------------------|---------------|-------------|-------------|
|                   | $\sigma_{11}$                     | $\sigma_{12}$ | $\lambda_1$ | $\lambda_2$ | $\sigma_{11}$                     | $\sigma_{12}$ | $\lambda_1$ | $\lambda_2$ | $\sigma_{11}$                     | $\sigma_{12}$ | $\lambda_1$ | $\lambda_2$ |
| deg               | MPa                               | MPa           | MPa         | MPa         | MPa                               | MPa           | MPa         | MPa         | MPa                               | MPa           | MPa         | MPa         |
| 0                 | 31                                | 0             | 31          | 0           | 41                                | 0             | 41          | 0           | 45                                | 0             | 45          | 0           |
| 30                | 26,8                              | 8,9           | 29,5        | -2,7        | 35,5                              | 11,8          | 39,1        | -3,6        | 39                                | 13            | 42,9        | -3,9        |
| 60                | 15,5                              | 15,5          | 25,1        | -9,6        | 20,5                              | 20,5          | 33,2        | -12,7       | 22,5                              | 22,5          | 36,4        | -13,9       |
| 90                | 0                                 | 17,9          | 17,9        | -17,9       | 0                                 | 23,7          | 23,7        | -23,7       | 0                                 | 26            | 26          | -26         |

$$(89) \quad \begin{aligned} J_2 &= 1/3 \sigma_{11}^2 + \sigma_{12}^2 \\ J_3 &= 1/3 \sigma_{11} (2/9 \sigma_{11}^2 + \sigma_{12}^2) \end{aligned}$$

W badaniach peizania stosowano obciążenia leżące na trajektoriach proporcjonalnych, które w dwuwymiarowej przestrzeni naprężenia  $(\sigma_1, \sigma_3) \equiv (\sigma_{11}, \sqrt{3} \sigma_{12})$  określano przez kierunek wektora intensywności naprężenia zdefiniowany kątem

$$(90) \quad \Theta_\sigma = \arctg \frac{\sqrt{3} \sigma_{12}}{\sigma_{11}}$$

oraz przez podanie długości tego wektora

$$(91) \quad |\bar{\sigma}| = \sigma_i = (3/2 S_{ij} S_{ij})^{1/2} = (\sigma_{11}^2 + 3\sigma_{12}^2)^{1/2}$$

W tabeli nr 9 zebrano podstawowe wielkości związane ze stanem naprężenia.

### 3.2. Stan odkształcenia

Płaskiemu stanowi naprężenia realizowanemu w badaniach odpowiada stan odkształcenia, który możemy określić tensorem odkształcenia

$$(92) \quad e_{ij} = \begin{vmatrix} e_{11} - \frac{1}{3} e_{kk} & e_{12} & 0 \\ e_{21} & e_{22} - \frac{1}{3} e_{kk} & 0 \\ 0 & 0 & e_{33} - \frac{1}{3} e_{kk} \end{vmatrix} + \frac{1}{3} e_{kk} \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{vmatrix},$$

gdzie:

$$\begin{aligned} e_{11} &= \frac{l-l_0}{l_0} && \text{- składowa osiowa tensora odkształcenia} \\ e_{22} &= \frac{r-r_0}{r_0} && \text{- składowa obwodowa tensora odkształcenia} \end{aligned}$$

$$e_{33} = \frac{g-g_0}{g_0} \quad \text{- składowa promieniowa tensora odkształcenia}$$

$$e_{12} = \frac{\sigma r}{2l_0} \quad \text{- składowa postaciowa tensora odkształcenia.}$$

Dylatacja, tj. względna zmiana objętości elementu ciała, dla małych odkształceń określona jest zależnością

$$(93) \quad e_{kk} = e_{11} + e_{22} + e_{33}$$

Przyjmując założenie nieściśliwości materiału podczas deformacji otrzymujemy

$$e_{kk} = 0$$

i wówczas stan odkształcenia określany przez tensor dewiatora odkształcenia

$$(94) \quad \epsilon_{ij} = \begin{vmatrix} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & 0 \\ \epsilon_{21} & \epsilon_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_{33} \end{vmatrix}$$

Z warunku nieściśliwości wynika związek

$$(95) \quad e_{11} + e_{22} + e_{33} = \epsilon_{11} + \epsilon_{22} + \epsilon_{33}$$

Zakładając  $e_{11} = \epsilon_{11}$  oraz  $\epsilon_{22} = \epsilon_{33}$

otrzymujemy

$$(96) \quad \epsilon_{22} = \epsilon_{33} = (-1/2\epsilon_{11})$$

Ostatecznie tensor dewiatora odkształcenia dla przypadku jednoczesnego skręcania i rozciągania cienkościennych próbek rurkowych przyjmuje postać

$$(97) \quad \epsilon_{ij} = \begin{vmatrix} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & 0 \\ \epsilon_{21} & -\frac{1}{2}\epsilon_{11} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{2}\epsilon_{11} \end{vmatrix}$$

Niezmienniki dewiatora odkształcenia zdefiniowane związkami



$$(98) \quad \begin{aligned} I_1 &= e_{ii} = 0 \\ I_2 &= \frac{1}{2} e_{ij} e_{ij} \\ I_3 &= \frac{1}{3} e_{ij} e_{jk} e_{ki} \end{aligned}$$

dla rozważanego przypadku wyrażają się wzorami:

$$(99) \quad \begin{aligned} I_2 &= 3/4(e_{11}^2 + 4/3e_{12}^2) \\ I_3 &= 1/2(1/2e_{11}^2 + e_{12}^2)e_{11} \end{aligned}$$

Stan odkształcenia, będący odpowiedzią materiału na przyjęty program obciążenia, rozpatrywany jest w dalszej części pracy w dwuwymiarowej przestrzeni odkształceń

$$(100) \quad (E_1, E_2) = (\varepsilon_{11}^c, 2/\sqrt{3}\varepsilon_{12}^c) = (e_{11}^c, 2/\sqrt{3}e_{12}^c)$$

/indeksy "c" odnoszą się do przypadku pełzania/, w której kierunek wektora  $\vec{E}^c$  zdefiniowany jest kątem

$$(101) \quad \Theta_c = \arctg(2\varepsilon_{12}^c/\sqrt{3}\varepsilon_{11}^c)$$

natomiast długość wektora  $\vec{E}^c$  określona jest związkami:

$$(102) \quad |\vec{E}^c| = \varepsilon_1^c = (2/3\varepsilon_{11}^c\varepsilon_{12}^c)^{1/2} = [(\varepsilon_{11}^c)^2 + 4/3(\varepsilon_{12}^c)^2]^{1/2}$$

gdzie  $\varepsilon_1^c$  - intensywność odkształcenia.

#### 4. Badanie pełzania wyżerzonej miedzi M1E

Trócy pełzania dla miedzi elektrolitycznej przeprowadzone w płaskim jednorodnym stanie naprężenia przy trzech wartościach intensywności naprężenia,  $\sigma_1 = /31,41,45/$  MPa, według programu opisanego w rozdz.I pkt.2. Przy każdym poziomie naprężenia wykonano doświadczenia dla punktów leżą-

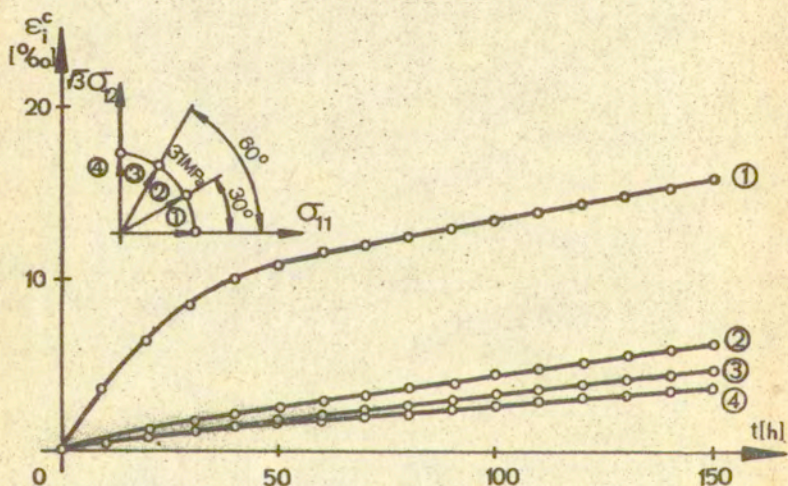
ych na prostoliniowych trajektoriach obciążenia, określonych kątem  $\Theta_{\sigma} = /0, 30, 60, 90/^\circ$ . Wszystkie eksperymenty przeprowadzono w temperaturze 573 K, którą osiągnąć wykorzystując trzysekcyjny piec elektrooporowy.

Celem uzyskania równowagi termicznej na części pomiarowej, próbki wygrzewano przed obciążeniem w temperaturze 573 K przez okres 24 godzin.

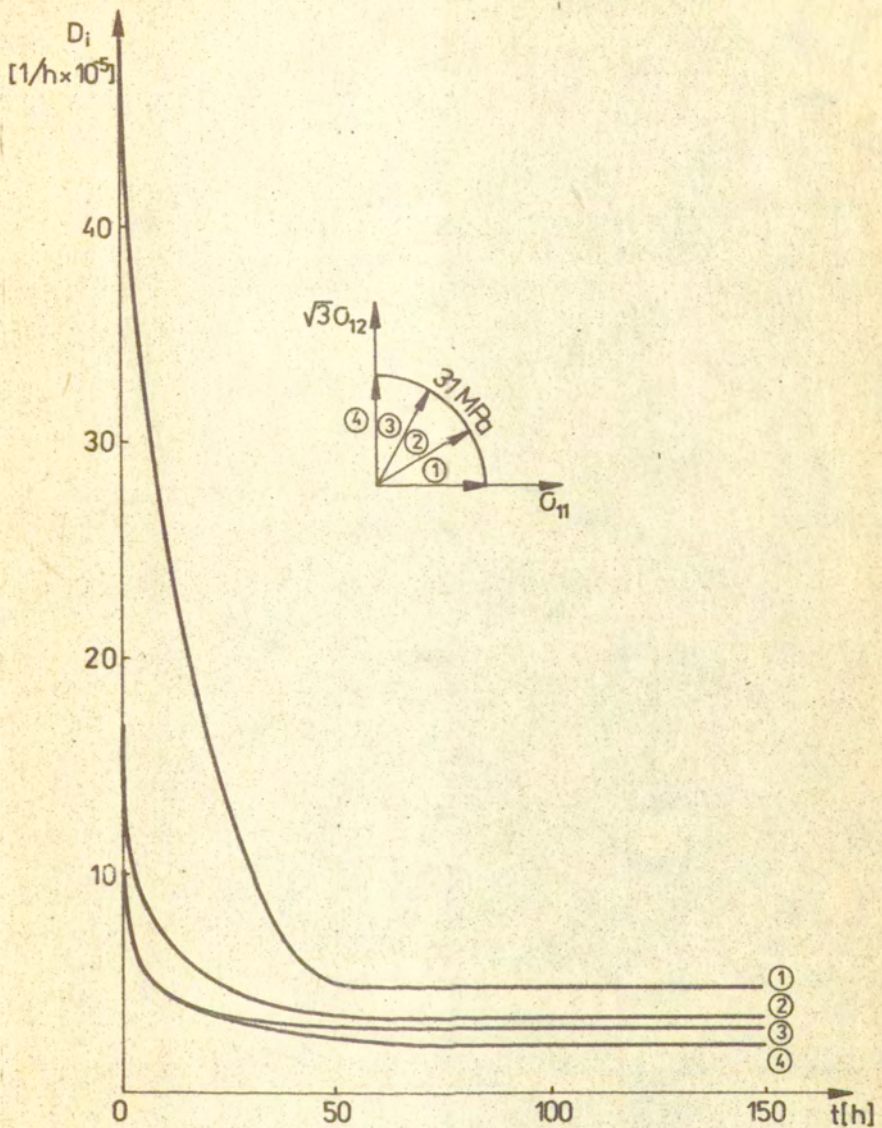
Schemat osiągania temperatury docelowej oraz sposób jej regulacji podczas trwania doświadczenia zamieszczono w rozdziale V, pkt. 3, natomiast metodykę pomiaru odkształcenia w rozdz. IV, pkt. 3.

Przyjęta długotrwałość każdego badania, wynosząca 150 godzin, umożliwiła wyznaczenie ustalonej prędkości pełzania.

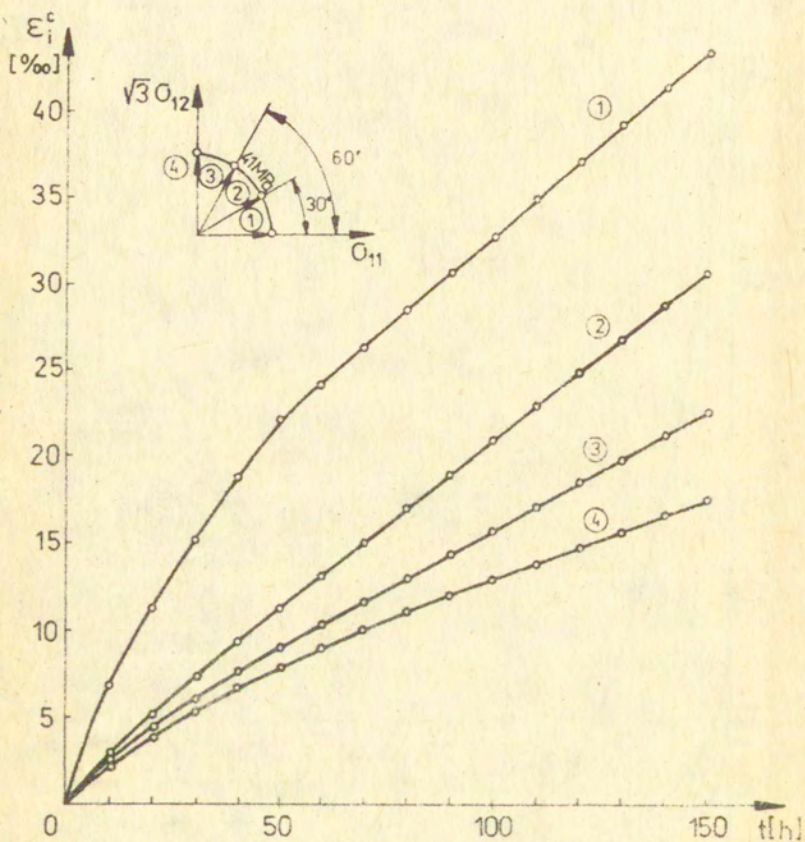
Na rysunkach 78, 79, 80 przedstawiono krzywe pełzania, odpowiednio, dla intensywności naprężenia 31, 41, 45 /MPa/.



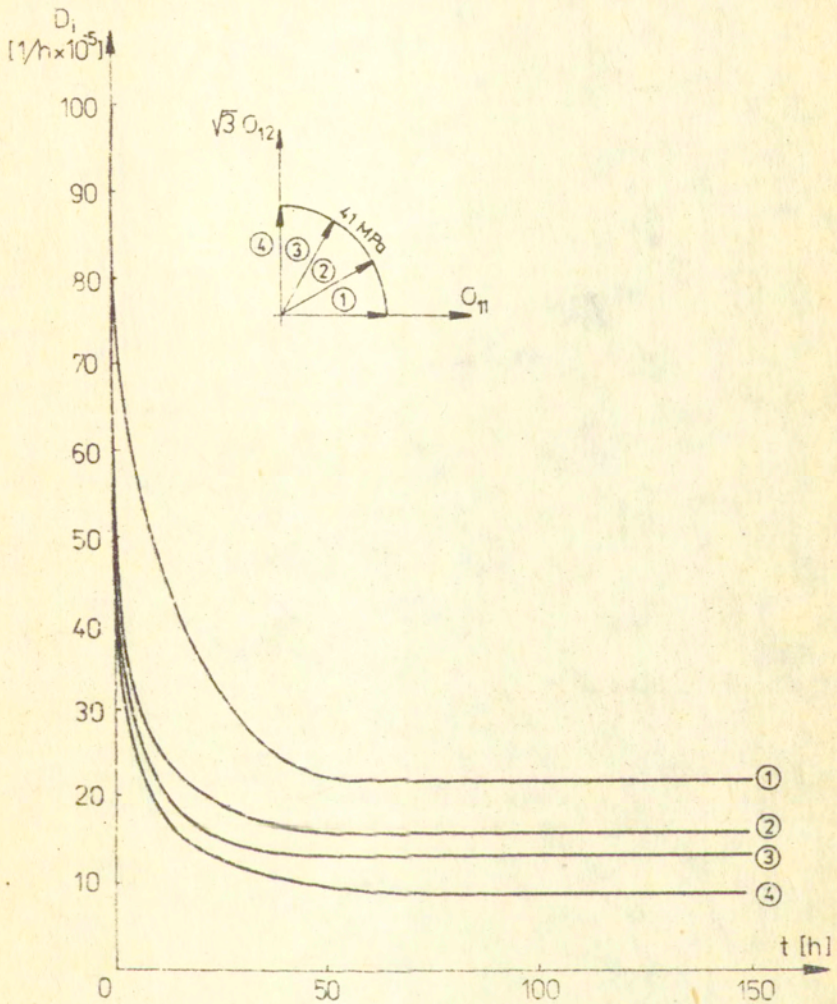
Rys.78. Krzywe pełzania miedzi M1E w temperaturze 573 K



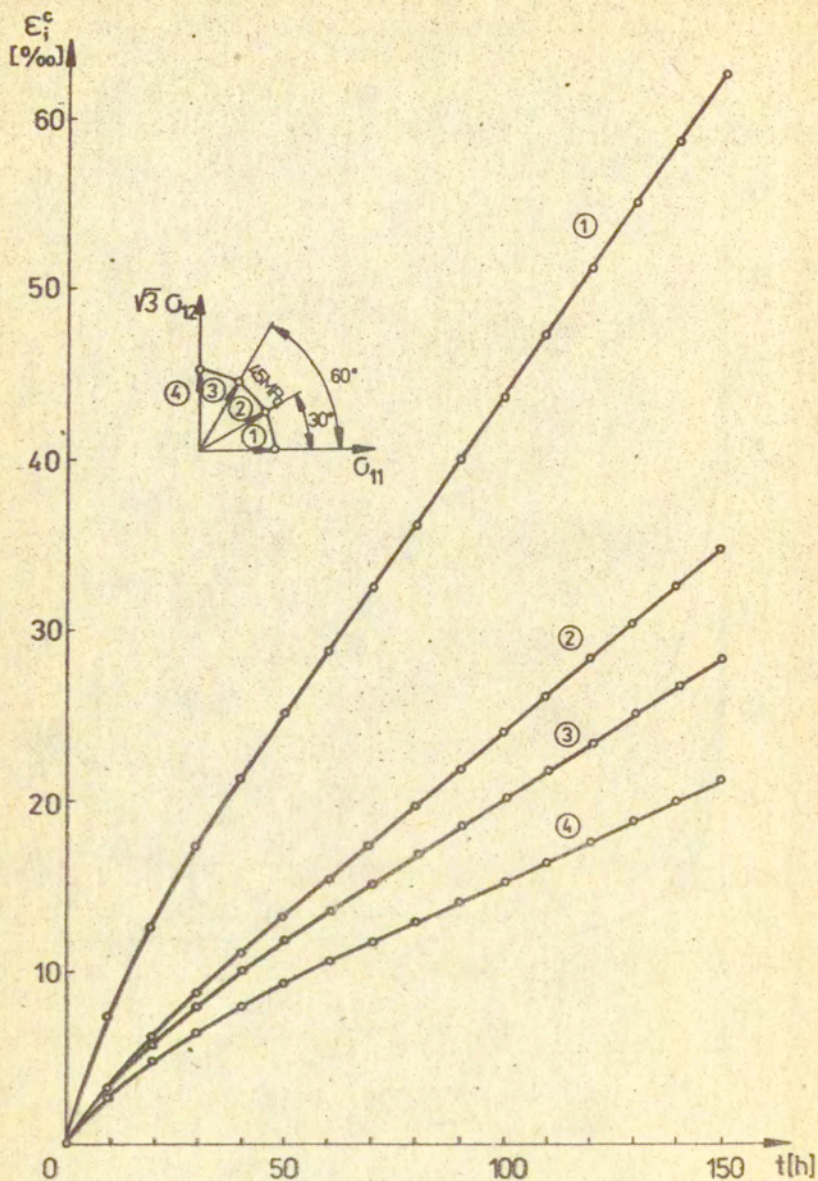
Rys.78a. Wykresy intensywności prędkości pełzania miedzi M1E w temperaturze 573 K przy  $\sigma_1 = 31$  MPa



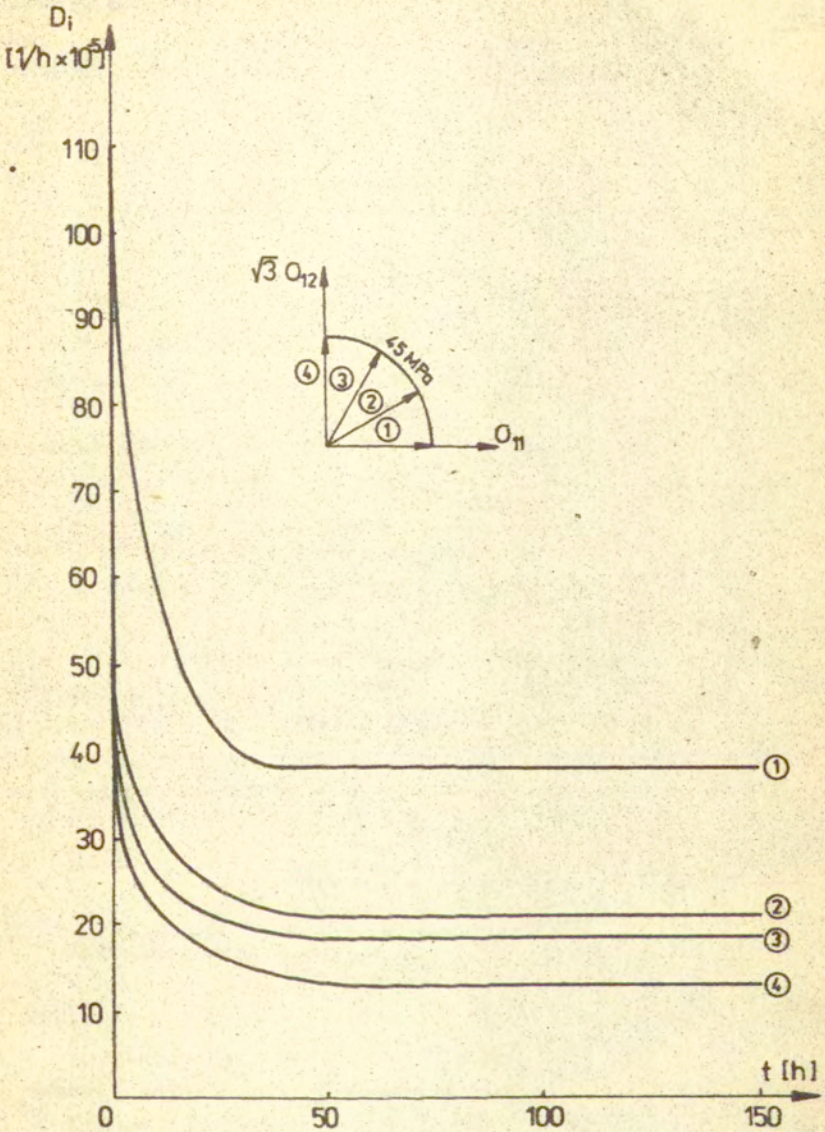
Rys.79. Krzywe pełzania miedzi NiE w temperaturze 573 K



Rys. 79a. Wykresy intensywności prędkości poluzowania nielazów  
MnE w temperaturze 573 K przy  $\sigma_1 = 51$  MPa



Rys. 80. Krzywe pełzania miedzi M1E w temp. 573 K



Rys. 80a. Wykresy intensywności prędkości pełzania miedzi M1E w temperaturze 573 K przy  $\sigma_i = 45$  MPa

Przyjęte wartości poziomów naprężenia są niższe od granicy plastyczności dla miedzi w temperaturze 573 K.

Stąd całkowite odkształcenie wyraża się zależnością postaci

$$(103) \quad \epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}^s + \epsilon_{ij}^c$$

lub w przypadku operowania wartościami efektywnymi

$$(104) \quad \epsilon_i = \epsilon_i^s + \epsilon_i^c \quad ,$$

gdzie składowe z indeksem "s" odnoszą się do odkształceń sprężystych, a składowe z indeksem "c" - do odkształceń pełzania.

Na osiach pionowych wykresów, rys. 78, 79, 80 zaznaczono efektywne odkształcenie pełzania, natomiast na poziomym czasie.

Różniczkując graficznie zamieszczone wykresy uzyskano przebieg zmiany w czasie intensywności prędkości pełzania, rys. 78a, 79a, 80a.

Wykreślone charakterystyki dla różnych kombinacji obciążenia, lecz jednakowej wartości intensywności naprężenia nie pokrywają się. Wyznaczone doświadczalnie minimalne prędkości pełzania we wszystkich rozpatrywanych przypadkach wykazują tendencję, którą można przedstawić następującą nierównością:

$$(105) \quad D_i^{(0)} > D_i^{(30)} > D_i^{(60)} > D_i^{(90)} \quad ,$$

gdzie  $D_i^{(\theta\sigma)} = (2/3 D_{ij} D_{ij})^{1/2}$  jest intensywnością prędkości drugiego etapu pełzania.

W tabeli nr 10 zebrano wielkości uzyskane z doświadczeń, takie jak czas trwania pierwszego okresu pełzania  $t_I$ , minimalna osiowa prędkość pełzania  $D_{11}$ , minimalna styczna prędkość pełzania  $D_{12}$ , minimalna intensywność prędkości pełzania  $D_i$ , kierunek wektora intensywności prędkości pełzania  $\Theta_D$ .



Tabela nr 10. Wyniki badań poluzania miedzi M1E w stanie wyżarzonym

| $\Theta_{\sigma}$ | $\sigma_I = 31$ [MPa] |                  |          |       |            | $\sigma_I = 41$ [MPa] |                  |          |                  |            | $\sigma_I = 45$ [MPa] |                  |          |                  |            |
|-------------------|-----------------------|------------------|----------|-------|------------|-----------------------|------------------|----------|------------------|------------|-----------------------|------------------|----------|------------------|------------|
|                   | $t_I$                 | $D_{11}$         | $D_{12}$ | $D_I$ | $\Theta_D$ | $t_I$                 | $D_{11}$         | $D_{12}$ | $D_I$            | $\Theta_D$ | $t_I$                 | $D_{11}$         | $D_{12}$ | $D_I$            | $\Theta_D$ |
| /deg/             | /h/                   | $\times 10^{-5}$ | /h/      | /deg/ | /deg/      | /h/                   | $\times 10^{-5}$ | /h/      | $\times 10^{-5}$ | /deg/      | /h/                   | $\times 10^{-5}$ | /h/      | $\times 10^{-5}$ | /deg/      |
| 0                 | 50                    | 5                | -        | 5     | 0          | 48                    | 22,1             | -        | 22,1             | 0          | 36                    | 38               | -        | 38               | 0          |
| 30                | 50                    | 3,2              | 1,2      | 3,5   | 24,3       | 58                    | 14,5             | 6,2      | 16               | 26,5       | 42                    | 19,2             | 7,3      | 21               | 23,6       |
| 60                | 56                    | 1,8              | 2,2      | 3,1   | 54,1       | 50                    | 7,5              | 9,8      | 13,5             | 56,3       | 52                    | 10,5             | 13,2     | 18,5             | 55,4       |
| 90                | 70                    | -                | 2        | 2,3   | 90         | 75                    | -                | 7,8      | 9                | 90         | 56                    | -                | 11,3     | 13               | 90         |

Charakterystyczną cechą badanego materiału jest również fakt wydłużenia czasu pierwszego okresu pełzania w zależności od stanu naprężenia.

Jak wykazują rezultaty pierwszy etap w przypadku jednoosiowego rozciągania jest o około 40% krótszy od analogicznego okresu dla czystego skręcania /przy  $\sigma_1 = 41$  MPa/.

Otrzymane doświadczalne prędkości pełzania można aproksymować stosując zmodyfikowany wzór Nortona.

Modyfikacja ta polega na przyjęciu stałych materiałowych w postaci funkcji zależnej od kierunku trajektorii obciążenia  $\Theta_\sigma$ , na której znajduje się punkt odpowiadający danej intensywności naprężenia. Stąd dla każdego rozpatrywanego kierunku należało wyznaczyć stałe materiałowe.

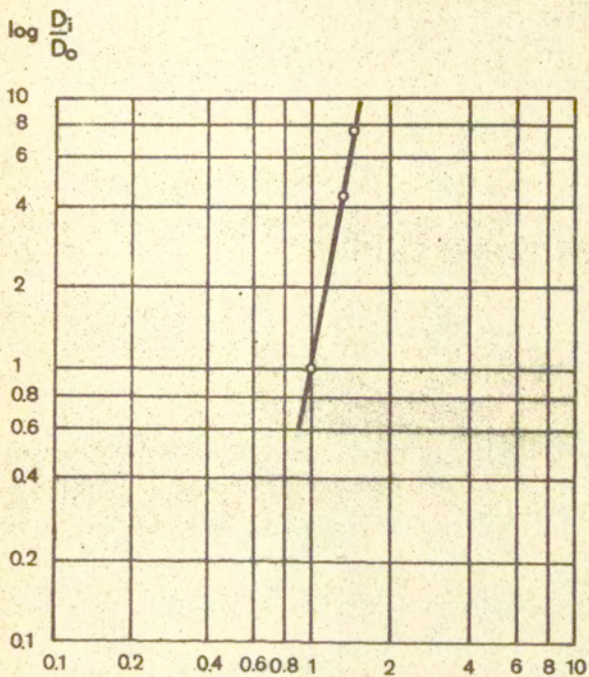
Jako stałe  $\sigma_0$ , oraz  $D_0$  przyjęto wartości odpowiadające wynikom otrzymanym z prób pełzania przy  $\sigma_1 = 31$  /MPa/, tabela nr 11.

Tabela nr 11. Wartości stałych materiałowych miedzi M1E w stanie wyżarzonym

| $\Theta_\sigma$ /deg/           | 0   | 30  | 60  | 90   |
|---------------------------------|-----|-----|-----|------|
| $\sigma_0$ /MPa/                | 31  | 31  | 31  | 31   |
| $D_0$<br>$\times 10^{-5}$ /1/h/ | 5   | 3,5 | 3,1 | 2,3  |
| n                               | 5,5 | 5,1 | 4,9 | 4,75 |

Natomiast w celu określenia wykładnika n w prawie Nortona sporządzono wykresy, w skali logarytmicznej, bezwymiarowej prędkości pełzania ustalonego w funkcji bezwymiarowego naprężenia, rys. 81, 82, 83, 84.

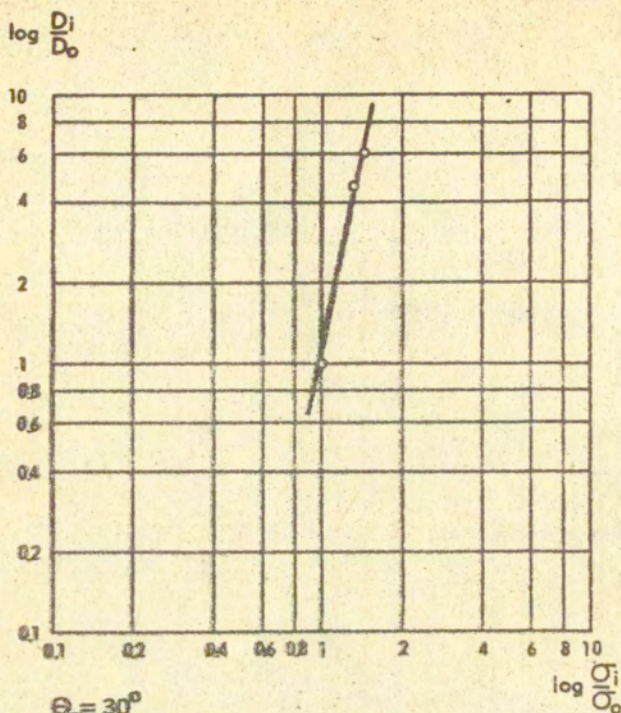
Punkty doświadczalne naniesione na tych wykresach układają się w przybliżeniu na linii prostej, której tangens kąta



$\Theta_{\sigma} = 0^{\circ}$   
 $D_0 = 5 \times 10^{-5} [\text{Wh}]$   
 $\sigma_0 = 31 [\text{MPa}]$   
 $n = 5.5$

$\log \frac{\sigma_1}{\sigma_0}$

Rys.81. Wykres  $\log D_1/D_0$  w funkcji  $\log \sigma_1/\sigma_0$  dla  $\Theta_{\sigma} = 0^{\circ}$



$$\begin{aligned} \Theta_{\sigma} &= 30^{\circ} \\ D_0 &= 3.5 \cdot 10^{-5} \text{ [1/m]} \\ \sigma_0 &= 31 \text{ [MPa]} \\ n &= 5.1 \end{aligned}$$

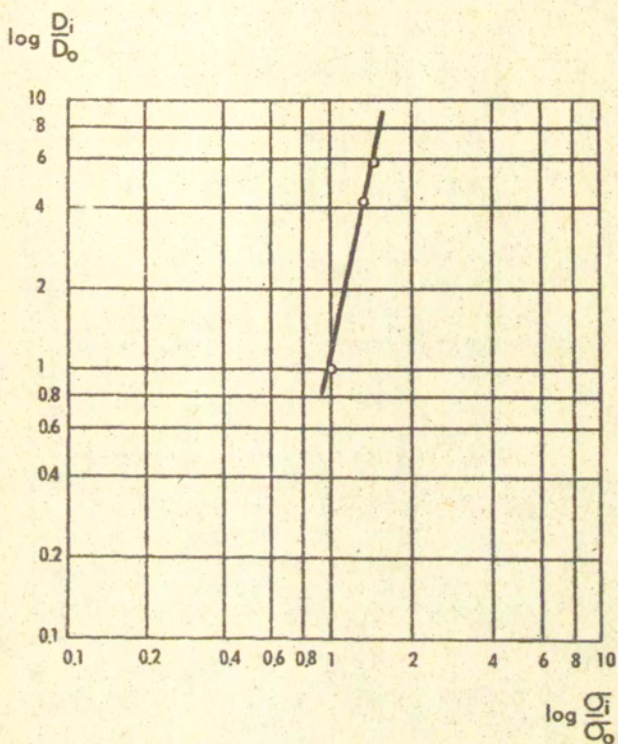
Rys. 82. Wykres  $\log D_i/D_0$  w funkcji  $\log \sigma_i/\sigma_0$  dla  $\Theta_{\sigma}=30^{\circ}$   
 nachylenia stanowi wartość potęgi  $n$

$$(106) \quad \lg \psi = n = \frac{\log D_i/D_0}{\log \sigma_i/\sigma_0}$$

Wartości stałych zamieszczono w tabeli nr 11.

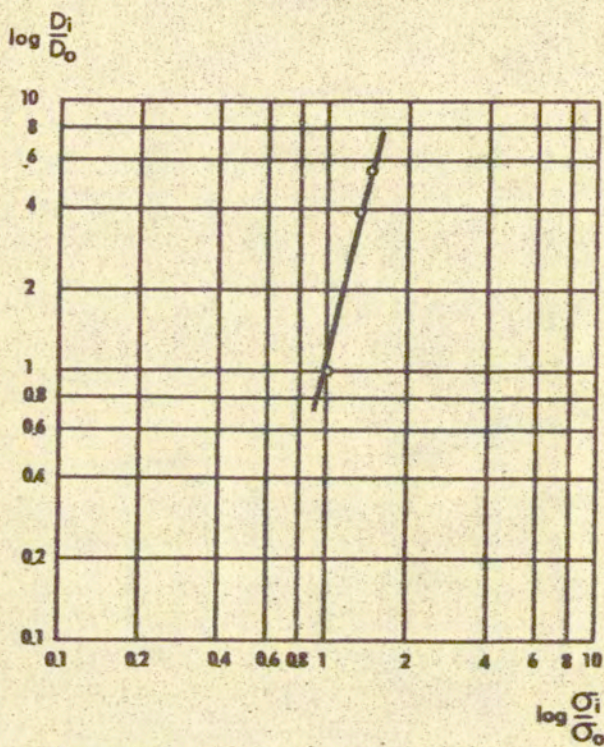
Na rysunku 83 przedstawiono wielkości  $n$  i  $D_0$  w funkcji kąta nachylenia wektora intensywności naprężenia.

aby uzyskać wartości stałych dla dowolnego kierunku wektora  $\sigma_i$  przeprowadzono aproksymację stałych otrzymanych z doświadczeń za pomocą funkcji postaci:



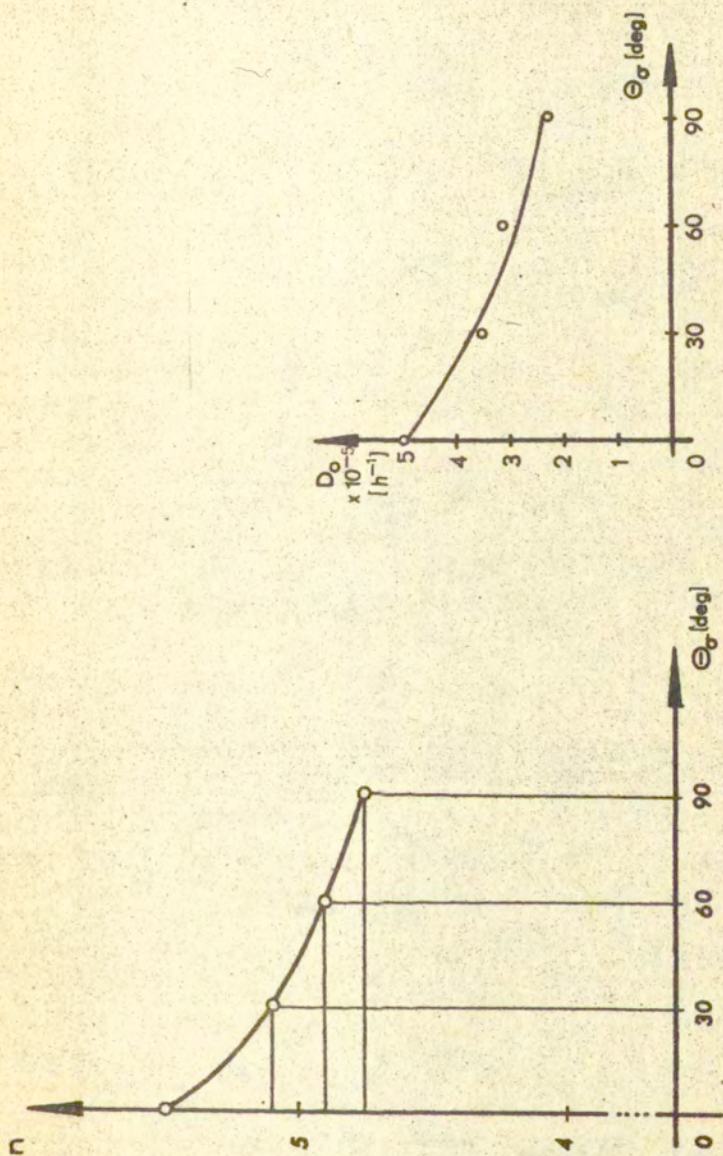
$\Theta_{\sigma} = 60^{\circ}$   
 $D_o = 3.1 \cdot 10^{-5} \text{ [1/h]}$   
 $\sigma_o = 31 \text{ [MPa]}$   
 $n = 4.9$

Rys.83. Wykres  $\log D_i/D_o$  w funkcji  $\log \sigma_i/\sigma_o$  dla  $\Theta_{\sigma} = 60^{\circ}$



$\theta_{\sigma} = 90^{\circ}$   
 $D_0 = 2.3 \cdot 10^{-5} [1/h]$   
 $\sigma_0 = 31 [MPa]$   
 $n = 4.75$

Rys.84. Wykres  $\log D_1/D_0$  w funkcji  $\log \sigma_i/\sigma_0$  dla  $\theta_{\sigma} = 90^{\circ}$



Rys. 85. Wykresy zależności parametrów materiałowych  $n$ ,  $D_0$  od kąta  $\Theta_\sigma$

$$f(x) = ax^2 + bx + c$$

i wówczas

$$(107) \quad n(x = \Theta_\sigma) = 6.94 \cdot 10^{-5} x^2 - 14.4 \cdot 10^{-3} x + 5.49$$

$$(108) \quad D_0(x = \Theta_\sigma) = 1.94 \cdot 10^{-9} x^2 - 4.58 \cdot 10^{-7} x + 4.925 \cdot 10^{-5}$$

gdzie  $0^\circ \leq \Theta_\sigma \leq 90^\circ$ .

Na rys. 85 linie ciągłe odpowiadają znalezionym funkcjom, natomiast punkty - wartościami określonymi z doświadczenia.

Wartości intensywności prędkości w ustalonym okresie pelzania można zatem obliczyć ze wzoru:

$$(109) \quad D_i = D_0(\Theta_\sigma) \left[ \frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right]^{n(\Theta_\sigma)}$$

Porównanie doświadczalnie wyznaczonych ustalonych prędkości pelzania z wartościami obliczonymi ze związku (109) przedstawiono w tabeli nr 12.

Tabela nr 12

| $\sigma_i$               | 31 MPa                     |         | 41 MPa                     |         | 45 MPa                     |         |
|--------------------------|----------------------------|---------|----------------------------|---------|----------------------------|---------|
|                          | $D_i \times 10^{-5}$ [1/h] |         | $D_i \times 10^{-5}$ [1/h] |         | $D_i \times 10^{-5}$ [1/h] |         |
| $\Theta_\sigma$<br>/deg/ | E                          | wz. 109 | E                          | wz. 109 | E                          | wz. 109 |
| 0                        | 5                          | 4,9     | 22,1                       | 22,7    | 38                         | 37,9    |
| 30                       | 3,5                        | 3,7     | 16                         | 15,5    | 21                         | 24,9    |
| 60                       | 3,1                        | 2,9     | 13,5                       | 11,3    | 18,5                       | 17,9    |
| 90                       | 2,3                        | 2,4     | 9                          | 9,1     | 13                         | 14,1    |



Rozbieżności są stosunkowo niewielkie i w większości przypadków nie przekraczają 5%.

Podsumowując przeprowadzone badania wyżarzzonej miedzi M1E podczas pełzania należy stwierdzić, że:

- krzywe pełzania dla punktów leżących na różnych drogach proporcjonalnego obciążenia przy jednakowym poziomie naprężenia nie pokrywają się,
- intensywności prędkości pełzania dla jednoosiowego rozciągania znacznie przewyższają analogiczne wartości dla czystego skręcania,
- badany materiał wykazywał uporządkowany charakter zmiany parametrów  $n$ ,  $D_0$  w zależności od rodzaju stanu naprężenia określonego kątem  $\Theta_\sigma$ , co nasunęło koncepcję opisu rezultatów doświadczalnych poprzez modyfikację prawa Nortona w postaci (109),
- czas osiągnięcia minimalnej prędkości pełzania jest zależny od kierunku wektora intensywności naprężenia /wykazuje tendencję wzrostu ze zwiększaniem się kąta  $\Theta_\sigma$  /.

## 5. Hipoteza istnienia powierzchni stałej prędkości dysypacji energii przy pełzaniu ustalonym

### 5.1. Podstawy teoretyczne

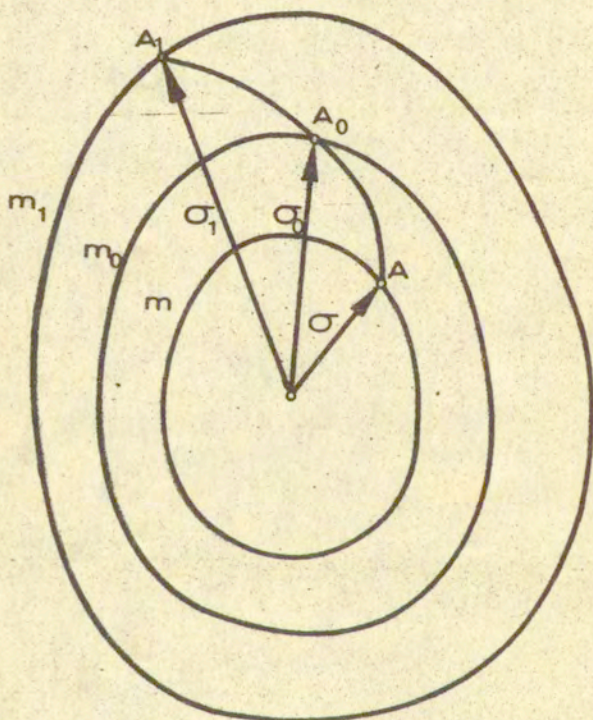
W procesie pełzania use rozpraszanej energii określa się zależnością

$$(110) \quad L = \sigma_{ij} D_{ij}$$

Zakładając

$$(111) \quad L(\sigma_{ij}) = \text{const}$$

otrzymujemy w przestrzeni naprężeń hiperpowierzchnię stałej mocy dysypowanej. Punkty leżące na powierzchni spełniającej warunek (111) reprezentują stany naprężenia, dla których prędkość dysypacji energii przyjmuje stałą wartość  $m$ . Powierzchnie stałej dysypacji /dalej nazywane także powierzchniami pełzania/ nie mogą się przecinać, w przeciwnym bowiem przypadku nie wyrażałyby się jednoznacznie przez naprężenia. A zatem, gdy  $m < m_0 < m_1 < \dots < m_n$  /rys. 86/, wówczas poszczególne powierzchnie układają się jedna w drugiej.



Rys.86. Powierzchnie stałej prędkości dysypacji energii

Rozpatrzmy pewną drogę obciążenia, a mianowicie od punktu A na powierzchni  $L = m$  do punktu  $A_1$  na powierzchni  $L = m_1$ . W procesie obciążania moc dysypowana nie zmniejsza się, tzn. dla każdego punktu drogi  $\Delta A_1$  /rys. 86/, mamy

$$(112) \quad (\sigma_{ij}^{(m_1)} - \sigma_{ij}^{(m)}) D_{ij} \geq 0$$

Warunek ten stanowi transformację postulatu Druckera z teorii plastyczności dla peizania ustalonego.

W przypadku szczególnym punkty A i  $A_1$  mogą leżeć na jednej powierzchni  $L = m$  i wówczas droga  $A_1 A$  całkowicie leży na tej powierzchni, a z warunku (112) wynika, że wektor prędkości odkształcenia skierowany jest prostopadle do powierzchni  $L = m$ .

Analogicznie jak w teorii plastyczności, z warunku względnego maksimum funkcji przyrostu mocy dysypowanej wynika

$$(113) \quad D_{ij} = h(\sigma_{ij}) \frac{\partial L}{\partial \sigma_{ij}}$$

Można znaleźć taką funkcję  $F(\sigma_{ij})$  /25/, że

$$(114) \quad h(\sigma_{ij}) \frac{\partial L}{\partial \sigma_{ij}} = \frac{\partial F(\sigma_{ij})}{\partial \sigma_{ij}}$$

Funkcję F nazywamy potencjałem prędkości peizania i wówczas równanie (113) możemy napisać w formie

$$(115) \quad D_{ij} = \frac{\partial F(\sigma_{ij})}{\partial \sigma_{ij}}$$

Warunek (114) spełniony jest, jeśli  $h/\sigma_{ij} = h/L$ . Wówczas

$$F = \int_0^h h(L) dL$$

Jeśli obustronnie pomnożymy związek (113) przez  $\sigma_{ij}$ , to otrzymamy

$$(116) \quad \underbrace{D_{ij} \sigma_{ij}}_L = h(\sigma_{ij}) \frac{\partial L}{\partial \sigma_{ij}} \sigma_{ij}$$

Z wyrażenia (116) można wyznaczyć funkcję  $h(\sigma_{ij})$  i podstawić otrzymany związek do równania (113)

$$(117) \quad D_{ij} = \frac{L}{\sigma_{pq} \frac{\partial L}{\partial \sigma_{pq}}} \frac{\partial L}{\partial \sigma_{ij}}$$

Jeżeli  $L$  jest jednorodną funkcją naprężenia stopnia  $n+1$ , wówczas z twierdzenia Eulera dla funkcji jednorodnej natychmiast wynikają związki

$$(118) \quad h = \frac{1}{n+1}$$

$$F = \frac{1}{n+1} L$$

Tym samym wykazaliśmy, że wskutek warunku (112) dla prędkości pełzania ustalonego zachodzi związek (114).

Funkcja  $L(\sigma_{ij})$  odgrywa w teorii pełzania taką samą rolę jak funkcja płynięcia w teorii plastyczności. Jeżeli spełniona jest zależność (112) - to stąd wynika, że powierzchnia  $L = \text{const}$  jest wypukła.

W przypadku materiału izotropowego oraz nieściśliwego przyjmuje się, że  $F$  jest skalarną funkcją o argumencie  $\sigma_i$

$$(119) \quad F \equiv F(\sigma_i) = F(S_{ij})$$

Stąd (115) można napisać

$$(120) \quad D_{ij} = \frac{\partial F}{\partial \sigma_i} \frac{\partial \sigma_i}{\partial S_{mn}} \frac{\partial S_{mn}}{\partial \sigma_{ij}}$$

Ponieważ  $\sigma_i^2 = 3/2 S_{ij} S_{ij}$  to

$$(121) \quad D_{ij} = \frac{\partial F}{\partial \sigma_i} \frac{1}{2\sigma_i} \frac{\partial \sigma_i^2}{\partial S_{mn}} \frac{\partial S_{mn}}{\partial \sigma_{ij}} = \frac{3}{2} \frac{\partial F}{\partial \sigma_i} \frac{S_{ij}}{\sigma_i}$$

W przypadku pełzania przy jednoosiowym rozciąganiu

$$\sigma_i = \frac{3}{2} S_{11} = \sigma_{11}$$

i przy zachowaniu prawa Nortona /7/ otrzymujemy

$$D_{11} = \frac{3}{2} \frac{\partial F}{\partial \sigma_i} \frac{2}{3} \frac{\sigma_{11}}{\sigma_{11}} = D_0 \left[ \frac{\sigma_{11}}{\sigma_0} \right]^n$$

Jeśli przyjmiemy

$$(122) \quad \frac{\partial F}{\partial \sigma_i} = D_0 \left[ \frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right]^n$$

wówczas

$$(123) \quad L = \sigma_0 D_0 \left[ \frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right]^{n+1}$$

Podstawiając zależność (122) w związku (121) otrzymujemy równanie postaci

$$(124) \quad \frac{D_{ij}}{D_0} = \frac{3}{2} \left[ \frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right]^{n-1} \frac{S_{ij}}{\sigma_0}$$

które wyraża uogólnione prawo Odqvista /9/.

Równanie (124) spełnione jest przy założeniu izotropowości i nieściśliwości materiału oraz pod warunkiem, że ciśnienie hydrostatyczne nie wpływa na prędkość pełzania. Przy takich ograniczeniach funkcję potencjału pełzania w warunkach umocnienia izotropowego możemy przedstawić w formie  $F = F/J_2, J_3/ = \text{const}$ , gdzie  $J_2, J_3$  - niezmienniki dwiatora naprężenia. Zakładając podobieństwo dwiatorów prędkości pełzania i naprężenia,  $F = F/J_2/ = \text{const}$ , co równoznaczne jest warunkowi plastyczności Hubera-Misesa.

Dla płaskiego stanu naprężenia potencjał wyrazi się zatem funkcją

$$(125) \quad F = \left[ (\sigma_{11}^2 - \sigma_{11}\sigma_{22} + \sigma_{22}^2 + 3\sigma_{12}^2) / \sigma_0^2 \right]^{1/2} = \text{const}$$

odpowiadającą w przestrzeni naprężeń  $\left[ \frac{\sigma_{11}}{\sigma_0}, \frac{\sigma_{22}}{\sigma_0}, \frac{\sigma_{12}}{\sigma_0} \right]$  elipsoidalnie /rys. 25/. Przedstawiona powierzchnia przy postawionych założeniach stanowi teoretyczną powierzchnię stałej prędkości dysypacji energii przy pełzaniu ustalonym.

W pracach doświadczalnych dotyczących procesu pełzania częściej niż przy innych badaniach pojawia się efekt anizotropii. O ile w pracach poświęconych własnościom plastycznym - przykładowo różnica w granicach plastyczności dla próbek może dochodzić do 10-15% /25/, to w przypadku pełzania efekt anizotropii jest jeszcze bardziej znaczący.

Przy jednakowym poziomie naprężenia i temperaturze, w zależności od kierunku wycięcia próbek, wydłużenie w jednakowym czasie może zmieniać się 2-3 razy. Dla niektórych materiałów nie ma odpowiedniej obróbki cieplnej, która usunęłaby anizotropię powstałą w czasie procesu technologicznego danego wyrobu. Stąd też przy dokładnych obliczeniach pełzania należy ją uwzględniać.

Jedną z prób opisu własności anizotropowych materiału przy pełzaniu jest wprowadzenie odwzorowania tensora naprężenia /100/,

$$(126) \quad \tau_{ij} = A_{ijkl} \sigma_{kl}$$

umożliwiającego transformowanie przestrzeni naprężeń  $\sigma_{ij}$  w umowną przestrzeń  $\tau_{ij}$ , w której materiał wykazuje cechy izotropowe. Anizotropia opisana jest w równaniu (126) tensorem czwartego rzędu  $A_{ijkl}$ . Sposób zaproponowany w /100/ umożliwia opis anizotropii przy pełzaniu uwzględniający rozszerzanie, przesuwanie oraz obrót powierzchni pełzania ustalonego.

Inną koncepcję charakteryzującą anizotropowy przebieg procesu pełzania stanowi podejście polegające na budowie odpowiednich funkcji potencjału pełzania.

W pracy /30/ Miller w celu opisu umocnienia materiału zaproponował wprowadzenie dwóch parametrów wewnętrznych, tensorowego  $\alpha_{ij}$  - odpowiedzialnego za wzmocnienie kinematyczne oraz skalarnego  $R$  - charakteryzującego wzmocnienie izotropowe.

Wówczas

$$(127) \quad D_{ij} = f \left[ \frac{S_{ij} - \alpha_{ij}}{R} \right]$$

W pracach /46, 48/ wyniki doświadczalne opisano za pomocą teorii potencjalnej, w której funkcję potencjału zbudowano z uwzględnieniem wspomnianych parametrów. W rozpatrywanych przypadkach powierzchnie pełzania stanowią hiperpowierzchnie, których środek przesunięty jest względem początku układu współrzędnych wyznaczających przestrzeń naprężeń, o wielkość kinematycznego parametru wzmocnienia, natomiast rozmiar powierzchni uzależniony jest od współczynnika wzmocnienia izotropowego.

## 5.2. Przegląd prac doświadczalnych

W ostatnich latach w związku ze znacznym wzrostem ilości badań pełzania pojawiła się tendencja analizowania wyników eksperymentalnych w sposób bardziej kompleksowy i usystematyzowany. Wydaje się, że podejście takie stanowi rozpatrywanie rezultatów pełzania z pozycji istnienia hipotezy powierzchni pełzania. Zagadnieniem tym zajmowali się już Caladine i Drucker /101/ oraz Robertson /25/.

Prace wymienionych autorów przedstawiają jednak problem powierzchni pełzania głównie w drodze rozważań teoretycznych.

Dopiero ostatnio obserwuje się publikacje, w których hipoteza istnienia powierzchni pełzania sprawdzana jest doświadczalnie.

W Związku Radzieckim pierwsze badania w tym kierunku przeprowadził Sosnin /102/. Kontynuacją prac prowadzonych przez Sosnina są badania Nikitienki /103, 104, 105/. Powierzchnię pełzania obaj autorzy definiują jako geometryczne miejsca stanów naprężenia zapewniające w dowolnie wybranym momencie czasu ekwiwalentne wartości intensywności procesu pełzania oraz ortogonalność wektora prędkości pełzania do tej powierzchni. Pod pojęciem intensywności procesu pełzania rozumie się moc dysypowaną  $L = dA/dt$ , gdzie  $t$  - czas,  $A$  - praca dysypowana określona następującą zależnością:

$$(128) \quad A = \int_0^t \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} = \int_0^t L(\tau) d\tau$$

Ekwiwalentność intensywności procesu pełzania w dowolnie wybranym momencie czasu narzuca konieczność jednej krzywej jednostkowej pracy rozpraszanej. Doświadczenia /105/ przeprowadzono w warunkach płaskiego stanu naprężenia, w temperaturze pokojowej, na próbkach rurkowych wykonanych ze stopu Ti-6 Al - 4V. Otrzymane wyniki nie zaprzeczyły hipotezy istnienia powierzchni pełzania.

Koncepcję powierzchni pełzania zastosowano także do opisu krótkotrwałego pełzania stopów aluminium /110, 106/ oraz pełzania stali nierdzewnej typu 304 /107/.

R. Mark i W.N. Findley /107/ przyjęli za powierzchnię pełzania taką powierzchnię w przestrzeni naprężeń, dla której wektory prędkości pełzania mają jednakowe wartości w danym czasie przy stałym poziomie naprężenia.

W pracy Browna /106/ stwierdzono, że kształt powierzchni pełzania w podwyższonej temperaturze 423, 523 K dla stopu aluminium przy obciążeniu proporcjonalnym jest praktycznie zgodny z kształtem powierzchni plastyczności otrzymanej dla tego materiału w temperaturze pokojowej. W rozwa-



żaniach /106/ zdefiniowano powierzchnię pełzania jako powierzchnię ortogonalną do chwilowego wektora prędkości odkształcenia co jest równoważne powierzchniom potencjału płynięcia według Rice /108/.

Bazując na spostrzeżeniach prac Browna, Mark i Findley mając określoną powierzchnię plastyczności, której kształt pokrywał się dość dokładnie z elipsą Misesa, wybierali punkty obciążenia próbek rurkowych podczas pełzania tak, aby spełniały warunek  $\sigma_i = (\sigma_{11}^2 + 3\sigma_{22}^2)^{1/2}$ . Okazało się, że dla stali w temperaturze 866 K powierzchnia stałej prędkości pełzania ustalonego kształtem odpowiada powierzchni plastyczności otrzymanej w temperaturze pokojowej. Stwierdzono także ortogonalność wektorów prędkości pełzania do elipsy Misesa.

Ciekawą propozycję badań przedstawili C. Oytana, P. Delobelle, A. Mermet /109/. Praca obejmuje obszerny cykl doświadczeń pełzania w płaskim stanie naprężenia, realizowanym na cienkościennych próbkach rurkowych przez różne kombinacje momentu skręcającego i siły osiowej.

Badaniem poddano stop Al - Si, brąz oraz stale Fe-Co-2V i XC 48. Posługując się techniką kolejnych odciażeń określono składowe tensora naprężenia oraz prędkości pełzania. Badania wykazały, że rezultaty procesu pełzania można przedstawiać w postaci powierzchni equipotencjalnych, które dla określonej temperatury są jedynie funkcją  $\sigma_i = \left[ \frac{3}{2} (S_{ij} - \alpha_{ij}) (S_{ij} - \alpha_{ij}) \right]^{1/2}$  /gdzie  $\alpha_{ij}$  jest parametrem uwzględniającym umocnienie kinematyczne/, a wektory prędkości pełzania są prostopadłe do tych powierzchni. W opisie teoretycznym wykorzystano, podobnie jak w /46, 48/, prawo potencjalne.

W niniejszej pracy w oparciu o przyjęty program badań zaproponowano metodykę wyznaczania początkowej powierzchni stałej prędkości dysypacji energii, spełniającej warunek (111). W dalszej części przedstawiono powierzchnie charakteryzujące proces pełzania po wstępnej deformacji plastycznej.

## 6. Metodyka wyznaczania powierzchni pełzania

Dla materiału dziewiczego powierzchnie stałej prędkości dysypacji energii przy pełzaniu, zdefiniowane ogólną zależnością (111) wyznaczono w oparciu o znajomość funkcji stałych materiałowych  $n = f / \Theta_\sigma$ ,  $D_0 = f / \Theta_\sigma$  oraz przyjmując równanie dla ustalonego etapu pełzania w formie (109). Stąd konkretnej wartości mocy spełniającej warunek

$$L = \text{const}$$

w przestrzeni naprężeń odpowiadają punkty, których położenie określone jest kątem  $\Theta_\sigma$  natomiast wartość - długością wektora intensywności naprężenia  $|\sigma_i|$

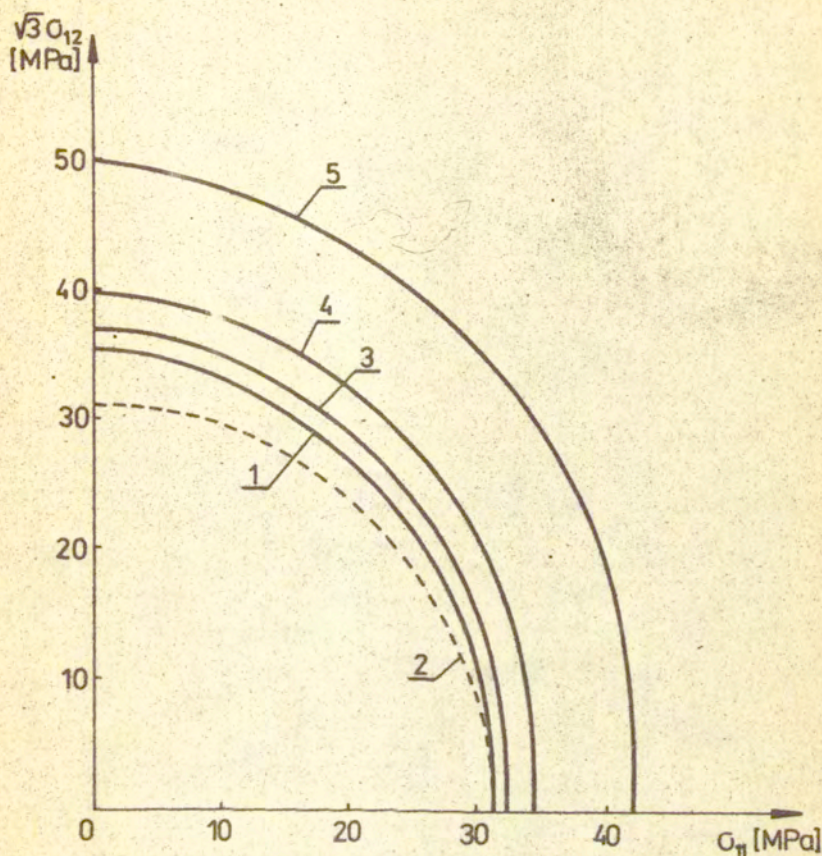
$$(129) \quad \sigma_i(\Theta_\sigma) = \left[ \frac{L \sigma_0^{n(\Theta_\sigma)}}{D_0(\Theta_\sigma)} \right]^{1/[n(\Theta_\sigma)+1]}$$

gdzie  $0^\circ \leq \Theta_\sigma \leq 90^\circ$ .

Dysponując przedstawionymi zależnościami uzasadnione jest jedynie określenie powierzchni, dla których moc dysypowana jest niższa od wartości  $1081 \times 10^{-5}$  MPa/h, co odpowiada zgodnie z zależnością  $L = \left\{ [\sigma_i(\Theta_\sigma)]^{n(\Theta_\sigma)+1} \right\} \frac{D_0(\Theta_\sigma)}{\sigma_0^{n(\Theta_\sigma)}}$  przypadkowi pełzania przy czystym skręcaniu z poziomem naprężenia  $\sigma_i = \sqrt{3} \sigma_{12} = 50$  MPa. Wspomniana wartość naprężenia odpowiada umownej granicy plastyczności, po przekroczeniu której zmienia się charakter krzywych pełzania.

Na rys. 87 przedstawiono powierzchnię odpowiadającą stałej prędkości dysypacji energii  $L = 155 \times 10^{-5}$  MPa/h, która zawiera punkt otrzymany z eksperymentu, przeprowadzonego przy jednoosiowym rozciąganiu z poziomem naprężenia 31 MPa.

Linia przerywaną wykreślono powierzchnię wynikającą z przyjęcia funkcji potencjału pełzania w postaci II niezmiennika tensora dewiatora naprężenia co równoważne jest w teorii plastyczności hipotezie Hubera-Misesa. Ponadto przedstawiono trzy powierzchnie dla innych wartości  $L$ .



Rys.87. Powierzchnie stałej prędkości dysypacji energii dla ustalonego okresu pełzania, dla miedzi M1E bez deformacji wstępnej

- 1/  $L = 155 \times 10^{-5}$  /MPa/h/
- 2/  $L = 155 \times 10^{-5}$  /MPa/h/ powierzchnia wyznaczona z teorii przyjmującej potencjał w postaci II niezmiennika dwiataora naprężenia
- 3/  $L = 200 \times 10^{-5}$  /MPa/h/
- 4/  $L = 300 \times 10^{-5}$  /MPa/h/
- 5/  $L = 1081 \times 10^{-5}$  /MPa/h/

Z wykresu wynika, że materiał, charakteryzujący się izotropowymi własnościami przy obciążeniach monotonicznie rosnących, wykazuje cechy anizotropowe przy pełzaniu. Dla konkretnie przedstawionych powierzchni maksymalna anizotropia wyrażona stosunkiem intensywności naprężeń dla kierunku jednoosiowego rozciągania i czystego skręcania wynosi od 12 - 16%.

## 7. Wstępna deformacja plastyczna

Aktualnie stosowane procesy technologiczne służące do wyrobu wielu elementów konstrukcyjnych wprowadzają kierunkowe zróżnicowanie własności mechanicznych materiału dziewiczego - często do tego stopnia, że zaprojektowana obróbka cieplna nie jest w stanie usunąć tych zmian.

Jak już wspomniano /rozd. II, pkt.4/ efekt predeformacji, zależnie od materiału, może wpłynąć na parametry mechaniczne w sposób dodatni lub ujemny. Stąd też zbadanie tego zagadnienia jest uzasadnione ze względów praktycznych.

W niniejszej pracy wstępną deformację plastyczną zadawano w miedzi w celu:

- ustalenia jej wpływu na charakterystyki pełzania
- zbadania ewolucji powierzchni stałej prędkości dysypacji energii.

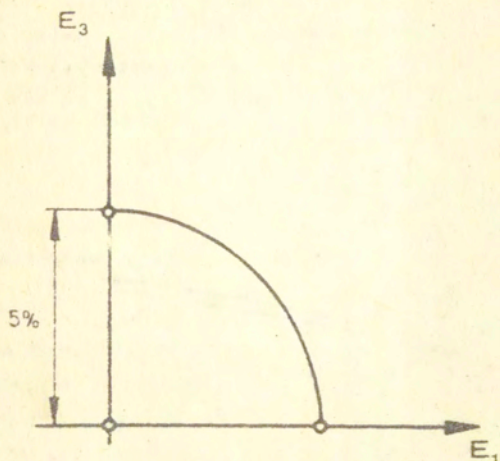
Każde doświadczenie z tego cyklu przebiegało w dwóch następujących etapach:

- 1/ predeformacja plastyczna cienkościennych próbek rurkowych w temperaturze pokojowej,
- 2/ próba pełzania w temperaturze 573 K.

Wstępnej deformacji plastycznej dokonano w temperaturze pokojowej do wartości intensywności odkształcenia  $\epsilon_i^p = \epsilon_i - \epsilon_i^e = 5\%$ . Jedną serię próbek odkształcono przez jednoosiowe rozciąganie  $\epsilon_i^p = \epsilon_{11} - \epsilon_{11}^e$ , natomiast drugą przez czyste

skręcanie  $\epsilon_i^p = 2/\sqrt{3} \epsilon_{12} - 2/\sqrt{3} \epsilon_{12}^e$ .

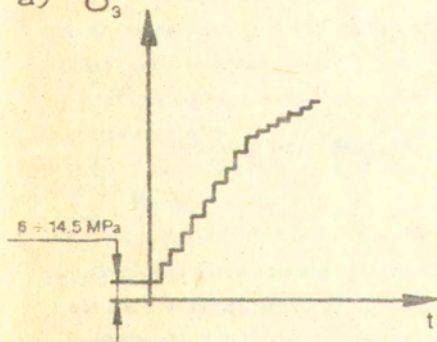
Schemat programu predeformacji plastycznej przedstawiono na rys. 88.



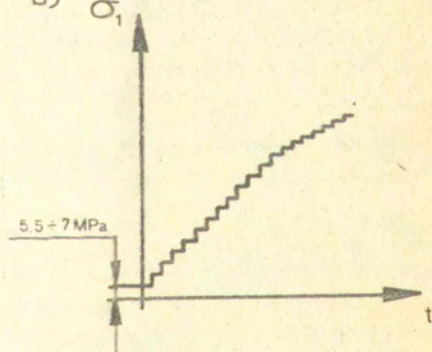
Rys. 88. Program wstępnej deformacji plastycznej

Z kolei na rys. 89 b,a pokazano sposób przykładania obciążenia odpowiednio, dla jednoosiowego rozciągania oraz skręcania.

a)  $\sigma_3$

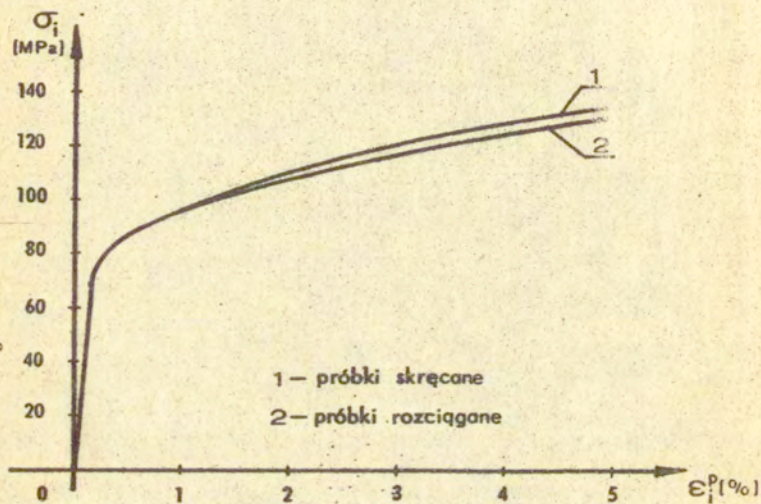


b)  $\sigma_1$



Rys. 89. Schemat obciążania próbki a/ przy skręcaniu  
b/ przy rozciąganiu

W każdej serii znajdowało się po osiem próbek. Na wykresie, rys. 90 przedstawiono krzywe naprężenie - odkształcenie dla jednoosiowego rozciągania i czystego skręcania, które stanowią średnie z ośmiu prób. Praktycznie charakterystyki te pokrywają się /maksymalny rozrzut jest mniejszy od 5%/.



Rys.90. Krzywe  $\sigma_i = f(\epsilon_i^p)$

#### 8. Badania pełzania miedzi M1E po wstępnej deformacji plastycznej

Natychmiast po osiągnięciu docelowej wartości predeformacji plastycznej próbkę odciążano, a następnie ogrzewano do temperatury 573 K, w której podlegała wygrzewaniu przez okres 24 godzin dla uzyskania jednorodnego rozkładu temperatury na części pomiarowej.

Po upływie tego czasu rozpoczynano próby pełzania.

Program badawczy obejmował doświadczenia przy dwóch różnych poziomach naprężenia 31, 41 [MPa].

/Schematy programów prób pełzania po odkształceniu wstępnym przez rozciąganie oraz skręcanie zawarto na początku rozprawy, rys. 2 i 3 /

Długotrwałość prób pełzania wynosiła 150 godzin w przypadku poziomym naprężenia 41 [MPa] oraz 50 godzin - dla 31 [MPa].

### 8.1. Próby pełzania po wstępnej deformacji plastycznej realizowanej przez jednoosiowe rozciąganie

Na rys. 91, 92 przedstawiono krzywe pełzania miedzi w temperaturze 573 K po 5% predeformacji plastycznej przez jednoosiowe rozciąganie dla poziomów naprężenia odpowiednio 41 i 31 [MPa]. Z kolei na rys. 91a, 92a zamieszczono przebiegi zmian wartości intensywności prędkości pełzania, otrzymane z graficznego zróżniczkowania wykresów  $\dot{\epsilon}_i^C = f(t)$ .

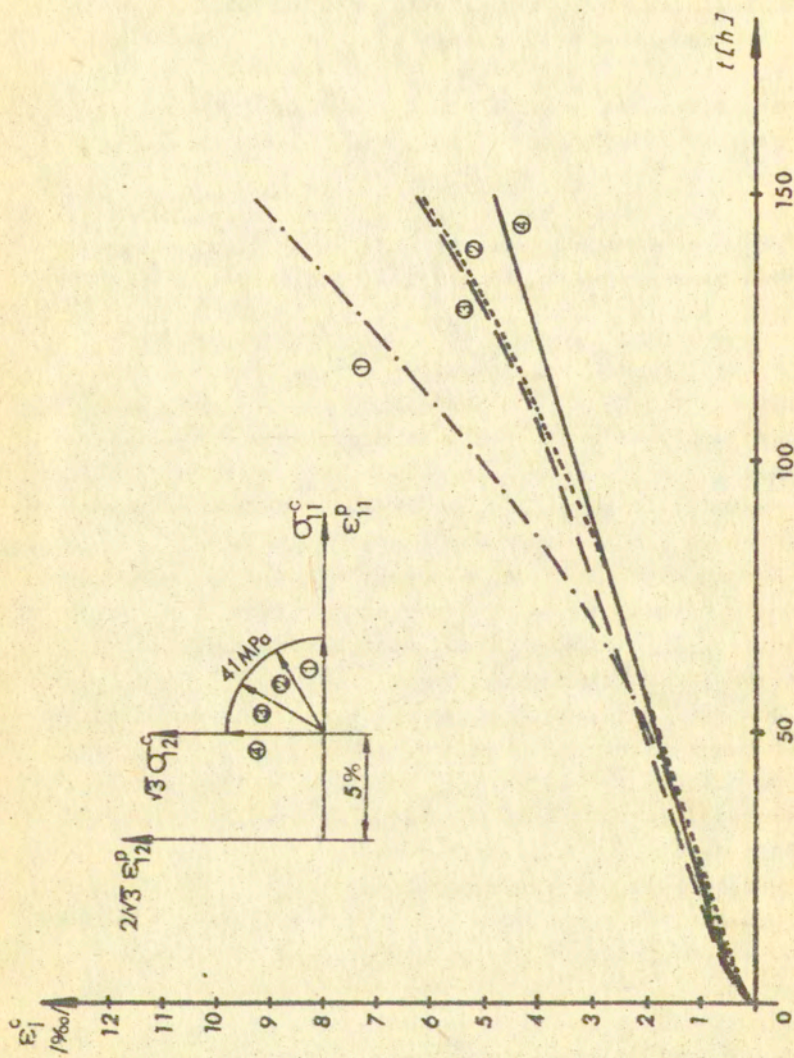
Rodzaj stanu naprężenia wywoływanego przez różne kombinacje siły osiowej i momentu skręcającego określono kątem nachylenia  $/\Theta_\sigma/$  wektora intensywności naprężenia do osi jednoosiowego rozciągania.

Jak wynika z przeprowadzonych badań materiał poddany predeformacji plastycznej na drodze rozciągania, wykazuje efekt umocnienia wyrażający się znacznym obniżeniem ustalonej prędkości pełzania. Jednocześnie obserwuje się jednak obniżenie żywotności materiału rozumianej jako czas do momentu rozpoczęcia III etapu pełzania.

Ponadto występuje duże ograniczenie I stadium pełzania, tj. okresu do chwili osiągnięcia prędkości ustalonej.

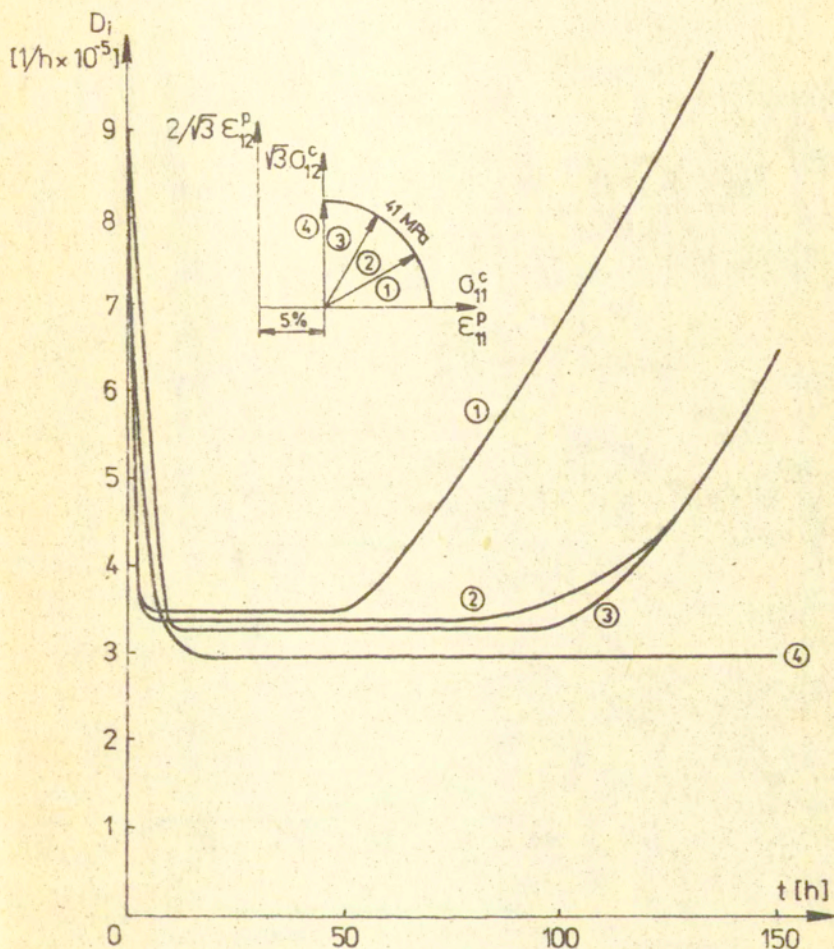
Wielkości charakterystyczne dla pełzania otrzymane z przeprowadzonych doświadczeń takie jak:

- intensywność ustalonej prędkości pełzania  $D_1$
- ustalona prędkość pełzania w kierunku osiowym  $D_{11}$
- ustalona prędkość pełzania w kierunku stycznym  $D_{12}$
- kąt pomiędzy wektorami intensywności ustalonej prędkości

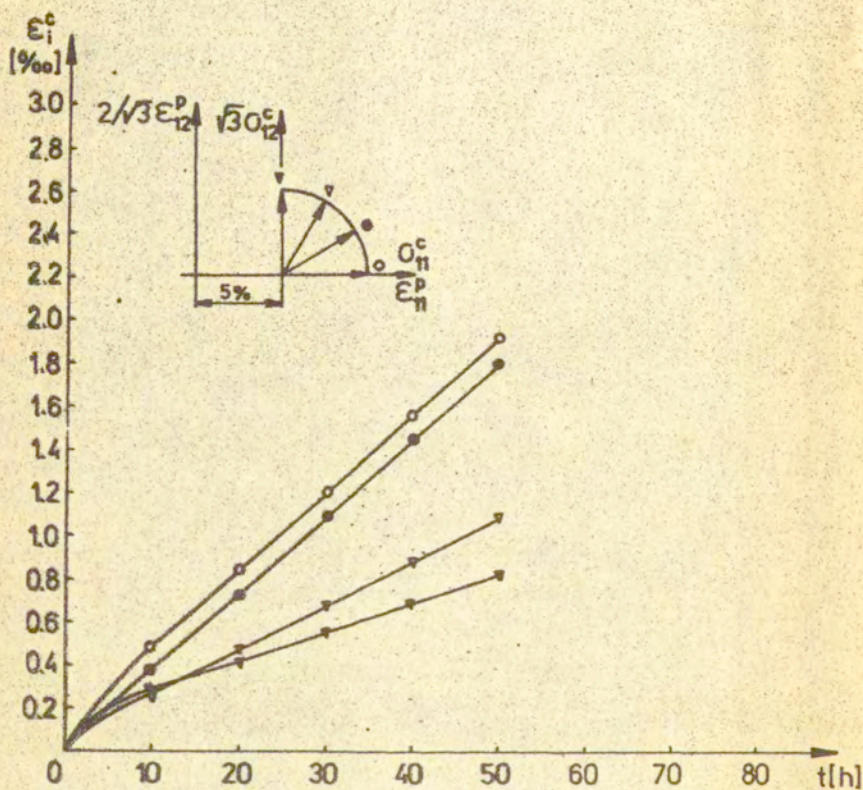


Rys. 91. Krzywe pełzania miedzi M1E przy  $\sigma_1^c = 41 \text{ MPa}$  po wstępnej deformacji plast. 5% w temperaturze 573 K

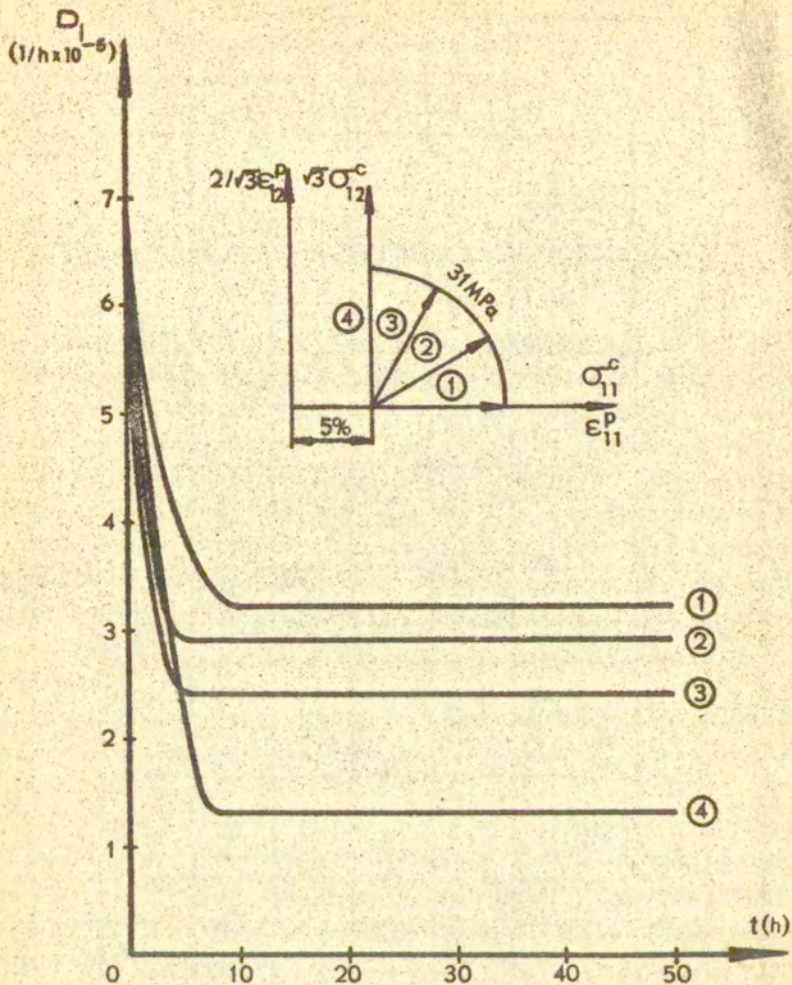




Rys. 91a. Wykresy intensywności prędkości pełzania dla miedzi M1E w temp. 573 K przy  $\sigma_1^c = 41 \text{ MPa}$ /po wstępnej def. plastycznej przez jednoosiowe rozciąganie



Rys.92. Krzywe pełzania miedzi M1E przy  $\sigma_1 = 31$  /MPa/ po wst.def. plastycznej przez jednoosiowe rozciąganie ( $\epsilon_1^p = 5\%$ ) w temperaturze 573 K



Rys. 92a. Wykresy intensywności prędkości pełzania miedzi M1E w temperaturze 573 K przy  $\sigma_1 = 31$  /MPa/ po wst.def.plastycznej przez jednoosiowe rozciąganie

Tabela nr 13. Wyniki prób pełzania miedzi M1E poddanej 5% wstępnej deformacji  
 plastycznej przez jednoosiowe rozciąganie

| Pełzanie przy $\sigma_1 = 31$ [MPa] |                           |                           |                           | Pełzanie przy $\sigma_1 = 41$ [MPa] |                           |                           |                           |            |                           |       |
|-------------------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|-------------------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|------------|---------------------------|-------|
| $\Theta_\sigma$                     | $D_1$                     | $D_{11}$                  | $D_{12}$                  | $\Theta_D$                          | Czas<br>I ok.<br>pełzania | $D_1$                     | $D_{12}$                  | $\Theta_D$ | Czas<br>I ok.<br>pełzania | $t_2$ |
| [deg]                               | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | [deg]                               | [h]                       | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | [deg]      | [h]                       | [h]   |
| 0                                   | 3,2                       | 3,2                       | 0                         | 0                                   | 9                         | 3,5                       | 0                         | 0          | 5                         | 50    |
| 30                                  | 2,9                       | 2,6                       | 1,4                       | 29                                  | 5                         | 3,4                       | 1,5                       | 26,6       | 5                         | 80    |
| 60                                  | 2,4                       | 1,2                       | 2,1                       | 60                                  | 5                         | 3,3                       | 3                         | 60,5       | 10                        | 100   |
| 90                                  | 1,3                       | 0                         | 2,2                       | 90                                  | 8                         | 3                         | 5,2                       | 90         | 15                        | 150   |

pełzania i prędkości w kierunku osiowym  $\Theta_D$

- długość pierwszego okresu pełzania  $t_1$
  - czas do chwili pojawienia się trzeciego etapu pełzania  $t_2$
- zawarto w tabeli nr 13.

### 8.1.1. Wyznaczanie wartości stałych materiałowych

Podobnie jak w rozważaniach dotyczących materiału nie-odkształconego sporządzono w skali logarytmicznej wykresy bezwymiarowej ustalonej prędkości pełzania  $/D_1 / D_{OR}/$  w funkcji bezwymiarowego naprężenia  $/\sigma_1 / \sigma_{OR}/$  dla kierunków wektora intensywności naprężenia  $0^\circ, 30^\circ, 60^\circ, 90^\circ$  (rys. 93) i na ich podstawie wyznaczono wielkość stałej  $n_R$ , zgodnie z zależnością (106). Jako wartości stałych  $\sigma_{OR}, D_{OR}$  przyjęto wielkości pochodzące z prób pełzania przy poziomie naprężenia  $\sigma_i = 31$  [MPa] /Indeksy "R" w oznaczeniach stałych  $\sigma_{OR}, D_{OR}, n_R$  - odnoszą się do materiału odkształconego plastycznie przez rozciąganie/.

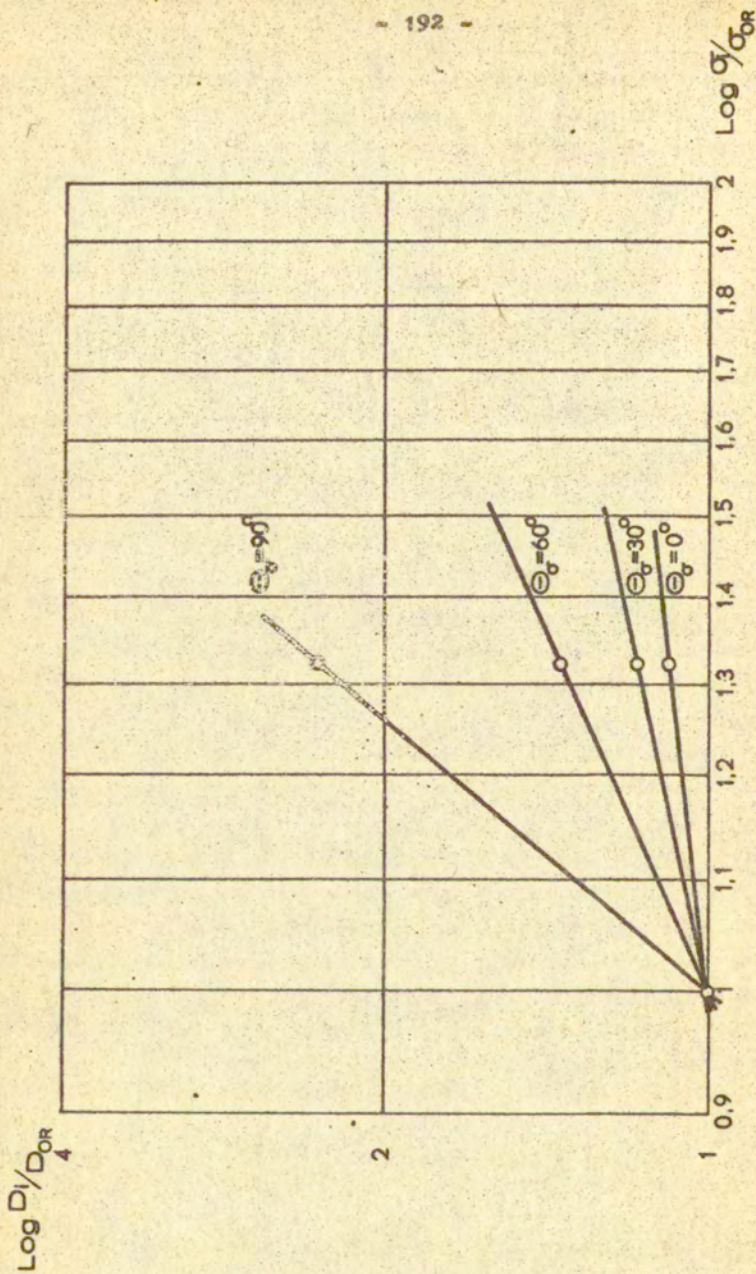
Znalezione na podstawie doświadczeń stałe, dla poszczególnych rodzajów stanu naprężenia określonych kątem  $\Theta_\sigma$ , zamieszczono w tabeli nr 14.

Otrzymane z eksperymentu wartości stałych materiałowych  $n_R, D_{OR}$  aproksymowano odpowiednio wielomianem stopnia czwartego i drugiego uzyskując w ten sposób ciągłą funkcję zmiany wartości stałych w zależności od rodzaju stanu naprężenia, określonego przez kąt  $\Theta_\sigma$  w zakresie  $0 - 90^\circ$ .

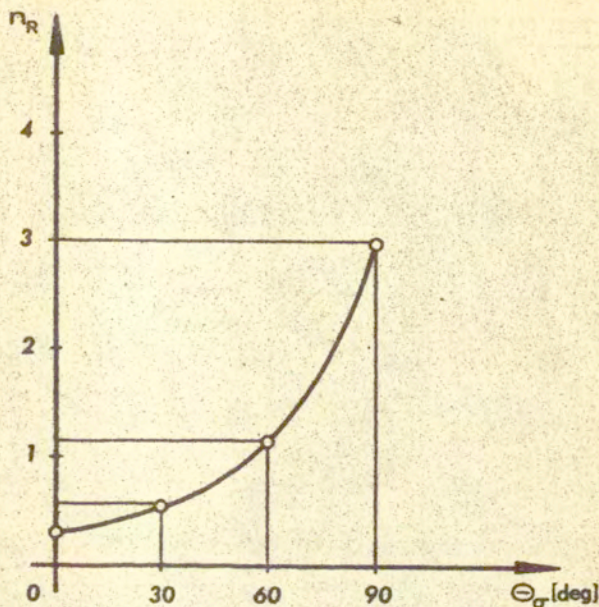
Na rys. 94, 95 przedstawiono graficznie przebiegi wyznaczonych funkcji oraz punkty pochodzące z badań.

$$(130) n_R(x=\Theta_\sigma) = 1,78 \cdot 10^{-8,4} x^4 + 4,2 \cdot 10^{-6,3} x^3 - 38 \cdot 10^{-5} x^2 + 0,01713x + 0,3$$

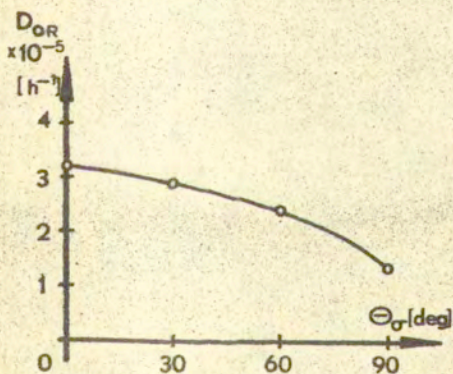
$$(131) D_{OR}(x=\Theta_\sigma) = -2,22 \cdot 10^{-9} x^2 - 6,67 \cdot 10^{-9} x + 3,18 \cdot 10^{-5}$$



Rys. 93. Wykresy służące do wyznaczenia wartości parametru  $\eta_R$



Rys.94. Wykres zmiany wartości  $n_R$  w zależności od  $\Theta_\sigma$



Rys.95. Wykres zmiany wartości  $D_{OR}$  w zależności od  $\Theta_\sigma$

Tabela nr 14. Wartości parametrów materiałowych miedzi M1E po wstępnej deformacji plastycznej przez jednoosiowe rozciąganie

| $\Theta_{\sigma}$ | $n_R$ | $D_{OR}$               | $\sigma_{OR}$ |
|-------------------|-------|------------------------|---------------|
| [deg]             | -     | $\times 10^{-5}$ [1/h] | [MPa]         |
| 0                 | 0,3   | 3,2                    | 31            |
| 30                | 0,55  | 2,9                    | 31            |
| 60                | 1,15  | 2,4                    | 31            |
| 90                | 3     | 1,3                    | 31            |

W tabeli nr 15 zamieszczono porównanie wartości ustalonej prędkości pełzania uzyskane z eksperymentu i ze wzoru (109).

Tabela nr 15

| $\Theta_{\sigma}$ | 31 [MPa]                   |         | 41 [MPa]                   |         |
|-------------------|----------------------------|---------|----------------------------|---------|
|                   | $D_i \times 10^{-5}$ [1/h] |         | $D_i \times 10^{-5}$ [1/h] |         |
|                   | E                          | wz. 109 | E                          | wz. 109 |
| 0                 | 3,2                        | 3,2     | 3,5                        | 3,5     |
| 30                | 2,9                        | 3,0     | 3,4                        | 3,5     |
| 60                | 2,4                        | 2,3     | 3,3                        | 3,2     |
| 90                | 1,3                        | 1,3     | 3                          | 3,1     |

Wyniki praktycznie są zgodne. Maksymalna rozbieżność nie przekracza 5%.



### 8.1.2. Powierzchnia stałej mocy dysypowanej przy pełzaniu w okresie ustalonym

Metodyka wyznaczania powierzchni stałej prędkości dysypacji energii jest analogiczna do opisanej w punkcie 6. Również w tym przypadku punktem wyjściowym jest znajomość funkcji stałych materiałowych  $n_R = f / \Theta_\sigma$ ,  $D_{OR} = f / \Theta_\sigma$  oraz równanie (109).

Na rys. 96 przedstawiono przykładową powierzchnię stałej mocy dysypowanej, której kontur otrzymano na podstawie zależności

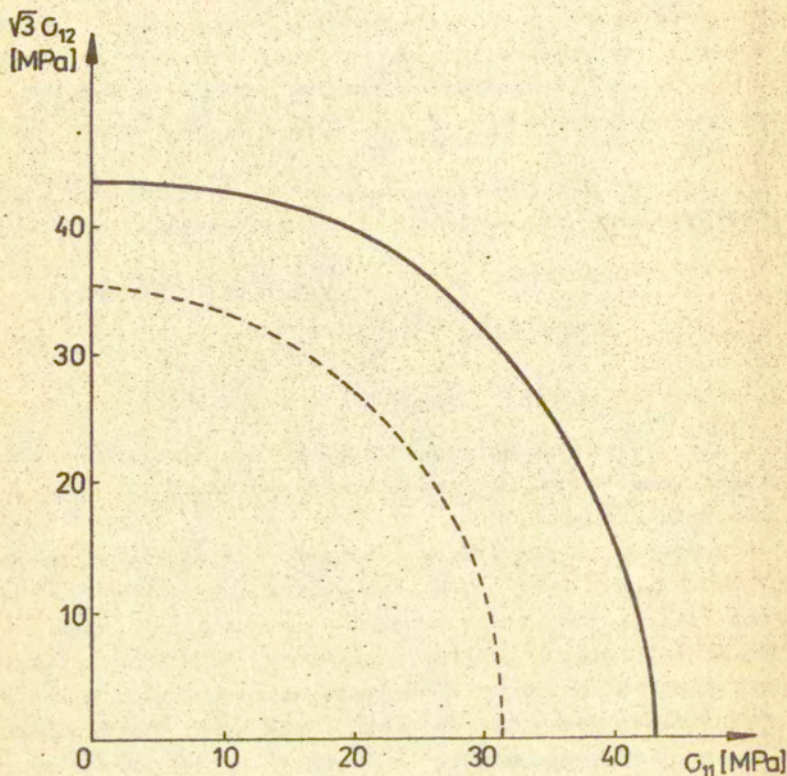
$$(132) \quad \sigma_i(\Theta_\sigma) = \left[ \frac{L(\sigma_{OR}) n_R(\Theta_\sigma)}{D_{OR}(\Theta_\sigma)} \right]^{1/[\eta_R(\Theta_\sigma)+1]}$$

gdzie  $0^\circ \leq \Theta_\sigma \leq 90^\circ$ ,  $L = \text{const}$ .

Linia cieniłą przerywaną zaznaczono powierzchnię odpowiadającą temu samemu poziomowi energetycznemu, lecz dla materiału dziewiczego.

Z krzywych pełzania oraz kształtów i wymiarów wyznaczonych powierzchni, rys. 91, 92, 96 wynika, że wprowadzona anizotropia plastyczna przez jednoosiowe rozciąganie powoduje:

- 1/ obniżenie prędkości pełzania ustalonego dla danego poziomu naprężenia niezależnie od rodzaju stanu naprężenia. Na powierzchniach efekt ten uwidacznia się przez zwiększenie ich wymiarów tzw. puchnięcie /w teorii plastyczności wspomniany efekt utożsamia się ze wzmocnieniem izotropowym/,
- 2/ znacznie większy, w stosunku do pozostałych przypadków, stopień umocnienia materiału, wyrażający się obniżeniem minimalnej prędkości pełzania, dla kierunku pełzania pokrywającego się z kierunkiem zadanej predeformacji plastycznej /np. dla pełzania przy jednoosiowym rozciąganiu  $\Theta_\sigma = 0^\circ$  z poziomem naprężenia 41 [MPa] badania wykazały ponad 6-krotne obniżenie prędkości ustalonej, podczas gdy dla pełzania przy czystym skręcaniu  $\Theta_\sigma = 90^\circ$  i analogicznym  $\sigma_i$  uzyskano jedynie 3-krotny spadek wartości



Rys.96. Powierzchnia stałej prędkości dysypacji energii / $L = 155 \times 10^{-5}$  /MPa/h// dla ustalonego okresu peizania, dla miedzi M1E z 5% wst.def.plast. przez jednoosiowe rozciąganie /linią przerywaną zaznaczono powierzchnię dla analogicznego L, ale materiału dziewiczego/

minimalnej prędkości pełzania/.

Rozpatrując powierzchnie opisany efekt powoduje przemieszczenie ich konturów w kierunku zgodnym z kierunkiem wstępnego odkształcenia, co w teorii plastyczności odpowiada wzmocnieniu kinematycznemu,

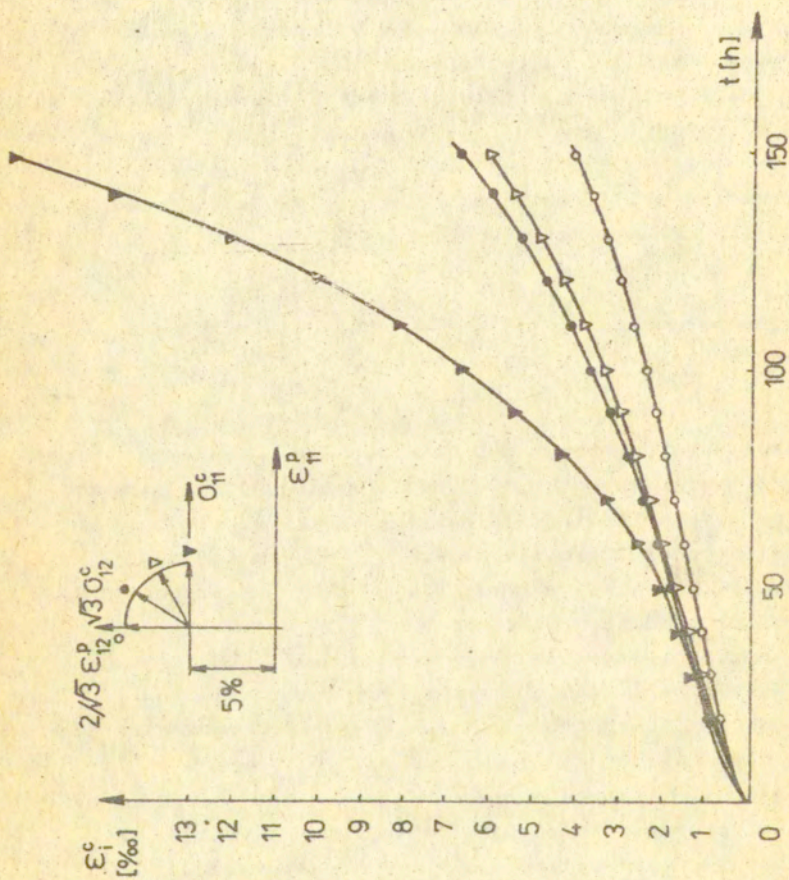
- 3/ wyraźne "osłabienie" zależności prędkości pełzania od wielkości naprężenia, szczególnie dla kierunku pełzania kolinearne z kierunkiem predeforacji plastycznej /przykładowo dla materiału nieodkształconego i kierunku pełzania  $\Theta_{\sigma} = 0^{\circ}$  stosunek prędkości dla poziomów 41 i 31 [MPa] wynosił przeszło 4, natomiast dla doświadczeń wykonanych po zadaniu anizotropii przez rozciąganie stosunek ten nieznacznie tylko przekraczał jedność/.

## 8.2. Próby pełzania po wstępnej deformacji plastycznej realizowanej przez czyste skręcanie

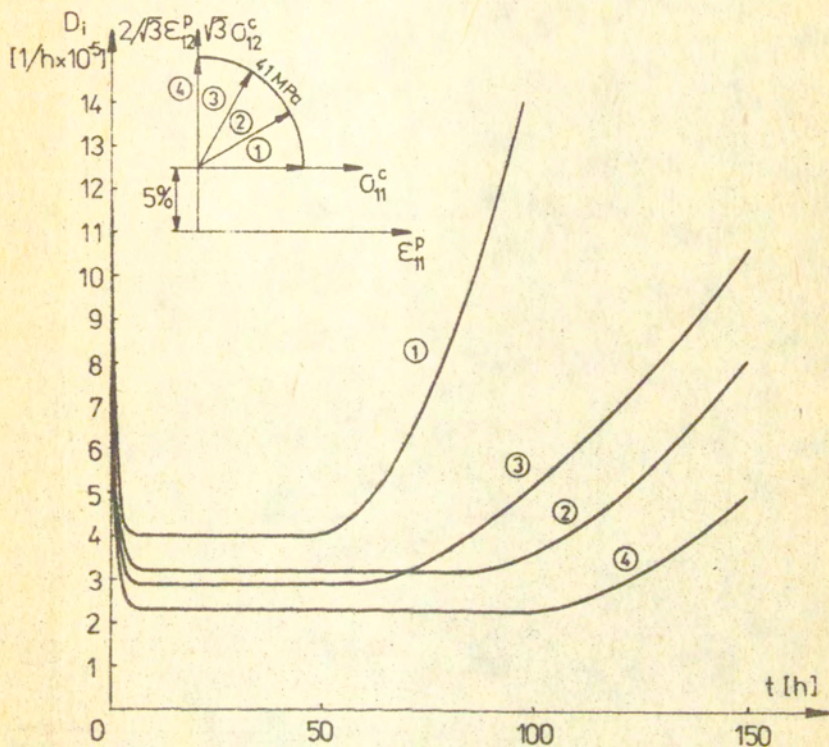
Doświadczalne krzywe pełzania badanego materiału, z wprowadzoną<sup>v</sup> temperaturze pokojowej predeforacją plastyczną polegającą na skręceniu cienkościennych próbek rurkowych do wartości intensywności odkształcenia  $\varepsilon_1^p = 5\%$ , zamieszczono na rys. 97, 98. Natomiast na rys. 97a, 98a przedstawiono przebiegi zmiany prędkości pełzania w czasie, uzyskane przez graficzne zróżniczkowanie krzywych pełzania.

W tabeli nr 16 zebrano charakterystyczne wielkości dotyczące poszczególnych prób pełzania z programu zamieszczonego na rys. 3, a mianowicie:

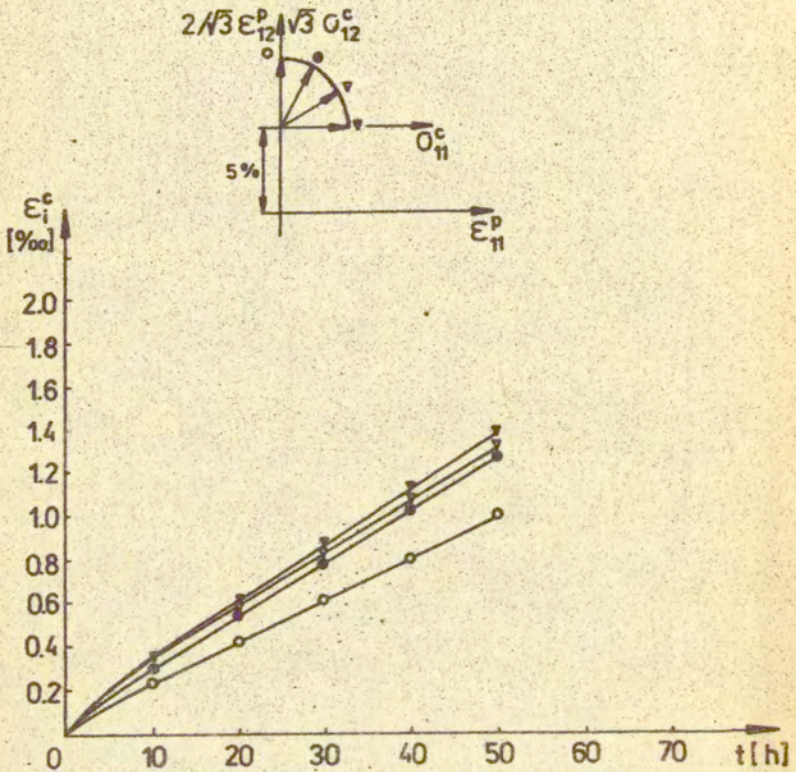
- intensywność ustalonej prędkości pełzania  $D_1$
- ustalona prędkość pełzania w kierunku osiowym  $D_{11}$
- ustalona prędkość pełzania w kierunku stycznym  $D_{12}$
- kąt pomiędzy wektorem intensywności prędkości ustalonej a wektorem ustalonej prędkości pełzania w kierunku osiowym  $\Theta_D$
- długość pierwszego okresu pełzania  $t_1$



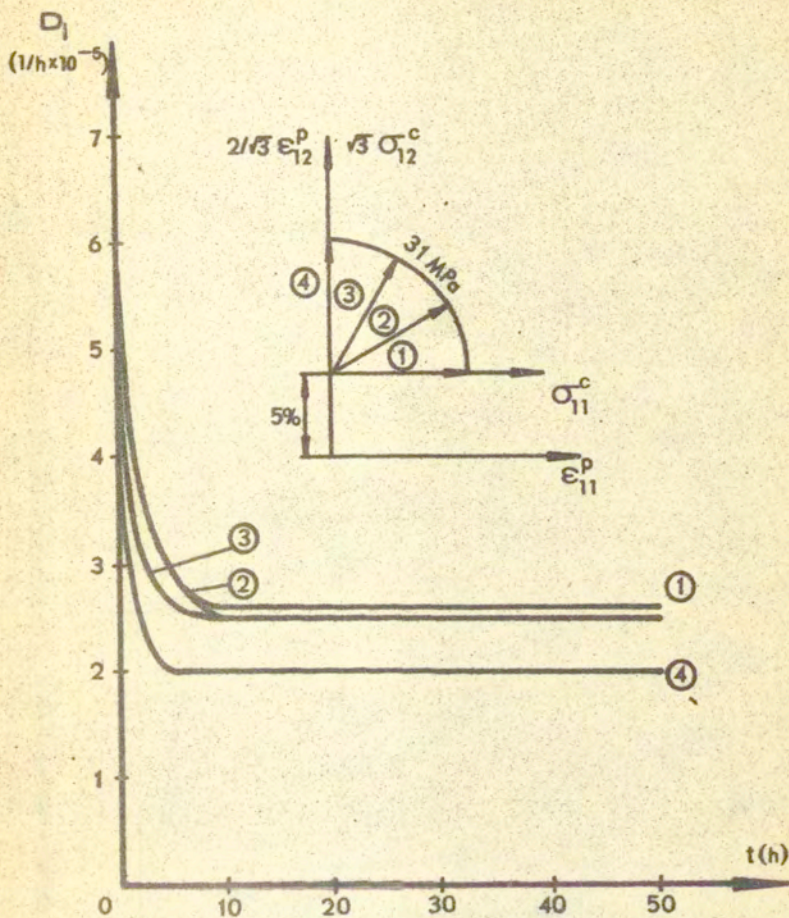
Rys. 97. Krzywe polzenia miedzi M1E w temp. 573 K przy  $\sigma_I = 41$  MPa, po wst. def. plast. przez czyste skręcanie



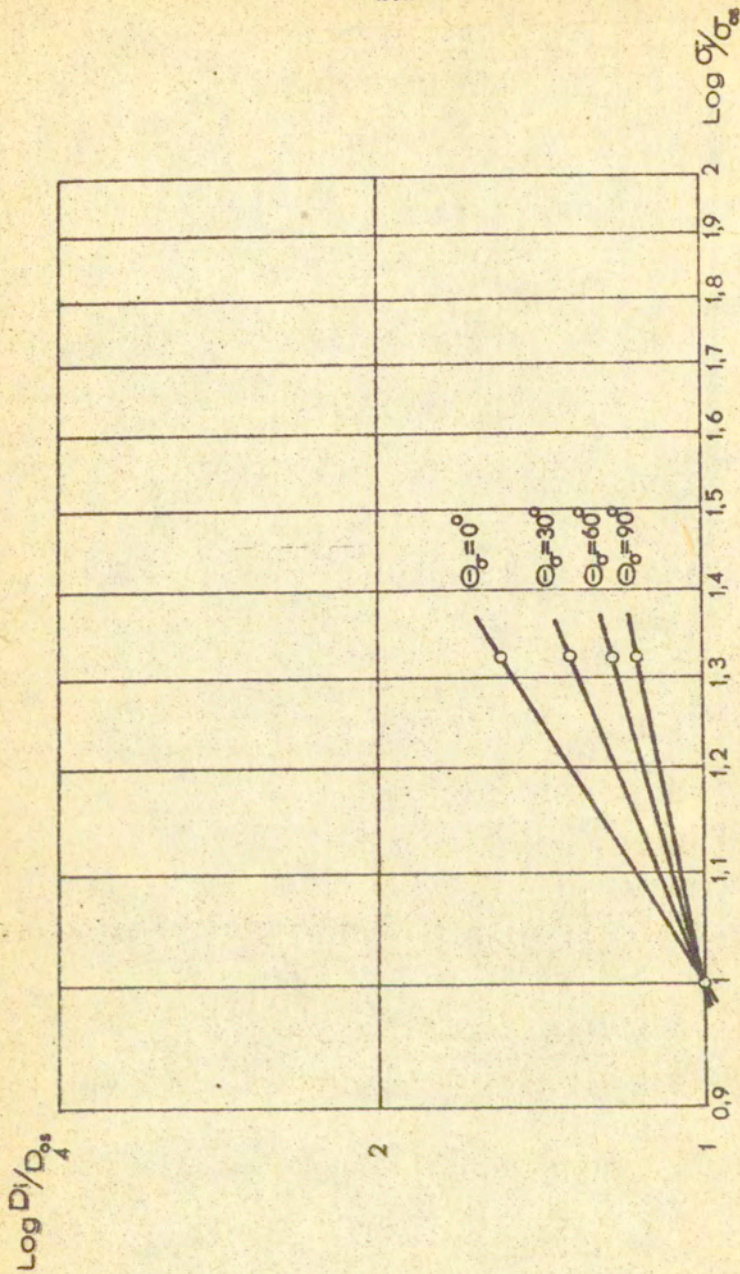
Rys. 97a. Wykresy intensywności prędkości pełzania miedzi M1E w temp. 573 K przy  $\sigma_{11} = 41 \text{ MPa}$  po wst. def. plast. przez czyste skręcanie



Rys.98. Krzywe pelzania miedzi M1E w temperaturze 573 K przy  $\sigma_1 = 31$  MPa, po wst. deformacji plast. przez czyste skręcanie



Rys.98a. Wykresy intensywności prędkości pełzania miedzi M1E w temperaturze 573 K przy  $\sigma_1 = 31$  MPa po wst. deformacji plast. przez czyste skręcanie



Rys. 99. Wykresy służące do wyznaczania wartości parametru  $n_s$



Tabela nr 16. Wyniki prób pełzania dla materiału po wstępnej deformacji  
plastycznej przez czyste skręcanie

| Pełzanie przy $\sigma_1 = 31$ [MPa] |                           |                           |                           | Pełzanie przy $\sigma_1 = 41$ [MPa] |       |                           |                           |                           |            |       |       |
|-------------------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|-------------------------------------|-------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|------------|-------|-------|
| $\Theta_\sigma$                     | $D_1$                     | $D_{11}$                  | $2D_{12}$                 | $\Theta_D$                          | $t_1$ | $D_1$                     | $D_{11}$                  | $2D_{12}$                 | $\Theta_D$ | $t_1$ | $t_2$ |
| [deg]                               | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | [deg]                               | [h]   | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | $\times 10^{-5}$<br>[1/h] | [deg]      | [h]   | [h]   |
| 0                                   | 2,6                       | 2,6                       | -                         | 0                                   | 5     | 4                         | 4                         | -                         | -          | 5     | 50    |
| 30                                  | 2,4                       | 2,2                       | 1,9                       | 26,5                                | 10    | 3,2                       | 2,9                       | 2,4                       | 25,5       | 7     | 80    |
| 60                                  | 2,4                       | 1,3                       | 3,5                       | 57,2                                | 10    | 2,9                       | 1,6                       | 4,1                       | 55,9       | 5     | 60    |
| 90                                  | 2                         | -                         | 3,5                       | 90                                  | 5     | 2,3                       | -                         | 4,0                       | 90         | 5     | 100   |

- czas do chwili pojawienia się trzeciego etapu peizania  $t_2$ .

Otrzymane rezultaty wskazują, że predeformacja plastyczna poprzez czyste skręcanie wywołuje w materiale efekt umocnienia, który wyraża się znacznym obniżeniem prędkości w II okresie peizania.

Podobnie jak dla badań próbek miedzianych z predeformacją uzyskaną drogą jednoosiowego rozciągania, obserwuje się ograniczenie czasu trwania zarówno pierwszego jak i drugiego stadium procesu peizania.

### 8.2.1. Wyznaczanie stałych materiałowych

Na podstawie zebranego materiału doświadczalnego wykonano w skali logarytmicznej wykresy bezwymiarowej prędkości peizania  $D_1/D_{0s}$  w funkcji bezwymiarowego naprężenia  $\sigma_i/\sigma_{0s}$ , rys. 99, dla  $\Theta_\sigma = (0, 30, 60, 90)^\circ$ , które posłużyły do określenia potęgi  $n_s$  w prawie Nortona, zgodnie z zależnością (106). Podobnie jak we wcześniej opisanych doświadczeniach, jako stałe materiałowe  $D_{0s}$ ,  $\sigma_{0s}$  przyjęto wielkości pochodzące z badań przy poziomie naprężenia 31 [MPa] /Indeksy "s" oznaczają, że materiał predeformowano poprzez czyste skręcanie/. Wartości poszczególnych stałych w zależności od kierunku wektora intensywności naprężenia przy peizaniu przedstawiono w tabeli nr 17.

Zamieszczone w tabeli nr 17 wartości  $n_s$ ,  $D_{0s}$  aproksymowano wielomianem stopnia drugiego. Po obliczeniu współczynników a, b, c otrzymano następujące zależności:

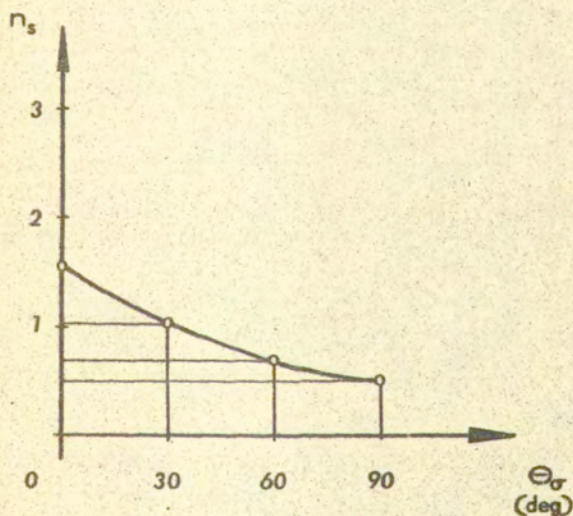
$$(133) n_s(x=\Theta_\sigma) = 8,33 \cdot 10^{-5} x^2 - 0,0185 x + 1,495$$

$$(134) D_{0s}(x=\Theta_\sigma) = -5,56 \cdot 10^{-10} x^2 - 10^{-8} x + 2,57 \cdot 10^{-5}$$

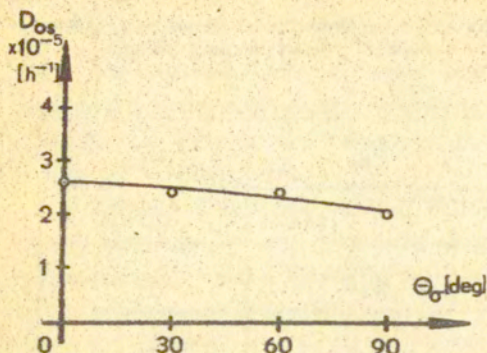
Tabela nr 17. Wartości parametrów materiałowych miedzi M1E po wstępnej deformacji plastycznej przez czyste skręcenie

| $\Theta_{\sigma}$ | $n_s$ | $D_{os}$               | $\sigma_{os}$ |
|-------------------|-------|------------------------|---------------|
| [deg]             | -     | $\times 10^{-5}$ [1/h] | [MPa]         |
| 0                 | 1,5   | 2,6                    | 31            |
| 30                | 1     | 2,4                    | 31            |
| 60                | 0,7   | 2,4                    | 31            |
| 90                | 0,5   | 2                      | 31            |

Wykresy związków (133), (134) oraz punkty uzyskane w oparciu o doświadczenia przedstawiono na rys. 100, 101.



Rys. 100. Wykres zmiany  $n_s$  w zależności od  $\Theta_{\sigma}$



Rys. 101. Wykres zmiany  $D_{0s}$  w zależności od  $\Theta_\sigma$

W tabeli nr 18 zamieszczono porównanie wartości ustalonej prędkości pelzania, materiału zdeformowanego wstępnie przez skręcanie, uzyskane z doświadczeń i obliczone ze wzoru (109).

Tabela nr 18

| $\Theta_\sigma$<br>[deg] | 31 [MPa]                   |         | 41 [MPa]                   |         |
|--------------------------|----------------------------|---------|----------------------------|---------|
|                          | $D_1 \times 10^{-5}$ [1/h] |         | $D_1 \times 10^{-5}$ [1/h] |         |
|                          | E                          | wz. 109 | E                          | wz. 109 |
| 0                        | 2,6                        | 2,6     | 4                          | 3,9     |
| 30                       | 2,4                        | 2,5     | 3,2                        | 3,3     |
| 60                       | 2,4                        | 2,3     | 2,9                        | 2,8     |
| 90                       | 2                          | 2,0     | 2,3                        | 2,3     |

Maksymalna różnica pomiędzy wartościami eksperymentalnymi a obliczonymi ze wzoru (109) jest mniejsza od 5%.

8.2.2. Powierzchnia stałej mocy dysypowanej przy pełzaniu w okresie ustalonym

Na rys. 102 przedstawiono przykład powierzchni stałej prędkości dysypacji energii /wyznaczoną zgodnie z metodyką opisaną w pkt. 6/, której zarys w dwuwymiarowej przestrzeni naprężeń /  $\bar{\sigma}_{11}, \sqrt{3}\bar{\sigma}_{12}$  / spełnia zależność

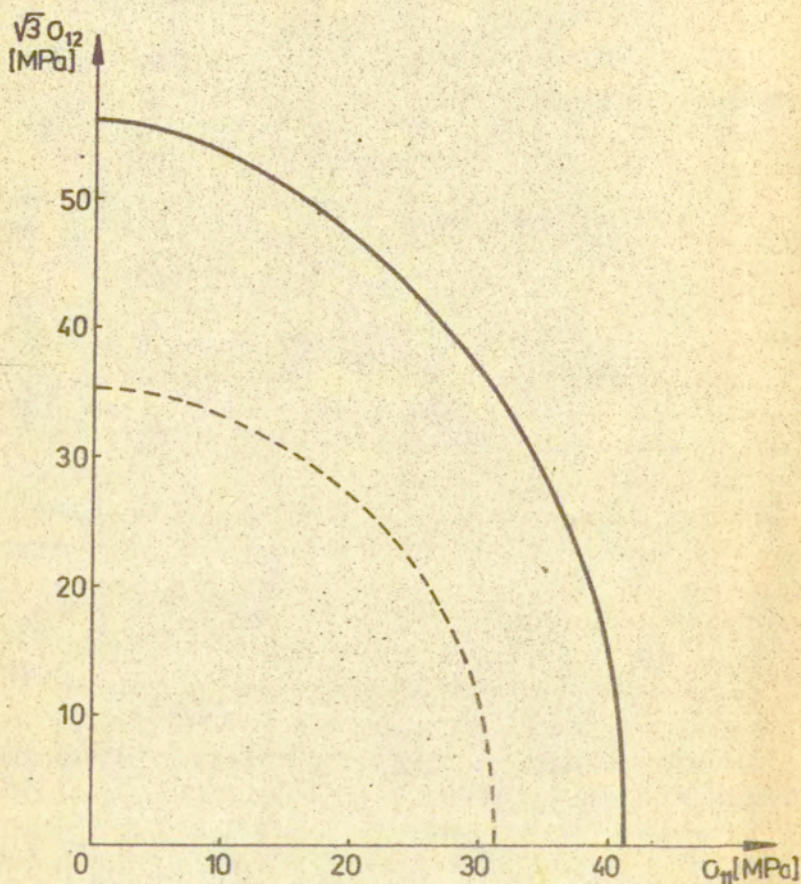
$$(135) \quad \bar{\sigma}_i(\Theta_\sigma) = \left[ \frac{L(\bar{\sigma}_{0s}) n_s(\Theta_\sigma)}{D_{0s}(\Theta_\sigma)} \right]^{1/[n_s(\Theta_\sigma) + 1]}$$

gdzie  $0^\circ \leq \Theta_\sigma \leq 90^\circ$  ,  $L = \text{const.}$

Linia cienką przerywaną zaznaczono powierzchnię, która odpowiada jednakowemu poziomowi energetycznemu, lecz wyznaczona została dla materiału bez deformacji wstępnej.

Na podstawie doświadczalnych krzywych pełzania oraz wyznaczonych powierzchni można stwierdzić, że wstępna deformacja plastyczna przeprowadzona w temperaturze pokojowej powoduje:

- 1/ efekt umocnienia miedzi M1E wyrażający się obniżeniem prędkości w II etapie pełzania. Zjawisko to dla określonego poziomu naprężenia występuje dla każdego z rozpatrywanych rodzajów stanów naprężenia. Na wyznaczonych powierzchniach umocnienie wywołane predeformacją odzwierciedlone jest poprzez zwiększenie się ich wymiarów,
- 2/ umocnienie kinematyczne - co znajduje odbicie w przemieszczeniu zarysu obliczonych powierzchni w kierunku zgodnym z zadaną predeformacją,
- 3/ efekt osłabienia zależności ustalonej prędkości pełzania od wartości naprężenia - głównie jednak dla kierunku pełzania współosiowego z kierunkiem odkształcenia plastycznego /np. dla materiału dziewiczego i kierunku pełzania  $\Theta_\sigma = 90^\circ$  stosunek prędkości dla poziomów 41 i 31 MPa wynosił blisko 4, natomiast dla prób wykonanych po zadaniu



Rys.102. Powierzchnia stałej prędkości dysypacji energii dla ustalonego okresu pełzania, dla miedzi z 5% wst.def. plast. przez czyste skręcanie, przy  $L = 155 \times 10^{-5}$  /MPa/h/ /linią przerywaną zaznaczono powierzchnię dla analogicznego L, ale dla materiału dziewiczego/

Predeformacji drogą czystego skręcania stosunek ten nieco przekraczał 1/.

### 9. Porównanie wyników badań pełzania w płaskim stanie naprężenia

W celu zilustrowania wpływu wstępnego odkształcenia plastycznego na zachowanie miedzi elektrolitycznej M1E przy pełzaniu w temperaturze 573 K przedstawiono porównanie krzywych pełzania otrzymanych przy poziomie naprężenia 41 /MPa/, rys. 103, dla:

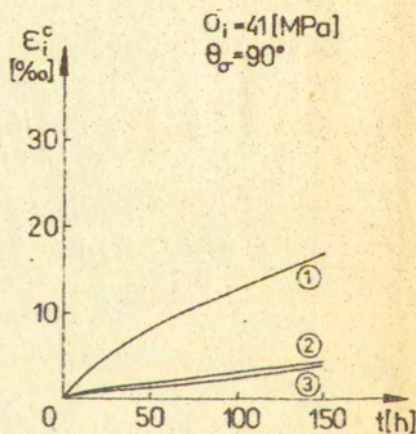
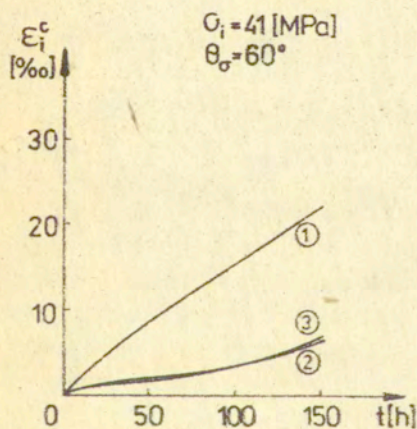
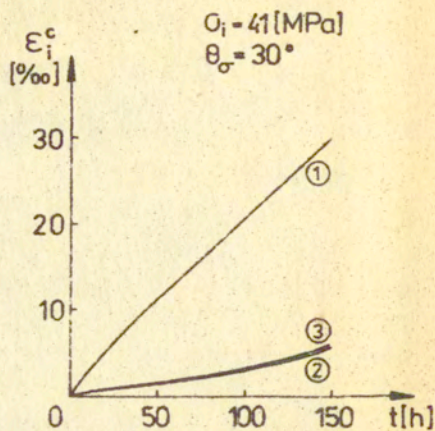
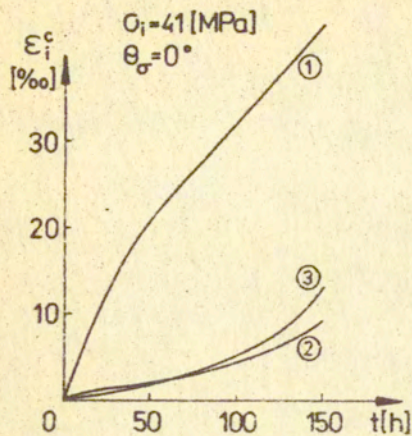
- materiału dziewiczego,
- materiału z zadaną wstępną deformacją przez jednoosiowe rozciąganie,
- materiału z predeformacją zrealizowaną przez czyste skręcanie.

Z powyższych wykresów wynika, że celowo wprowadzona w miedzi anizotropia plastyczna powoduje efekt umocnienia, w następstwie którego obserwuje się znaczne obniżenie ustalonej prędkości pełzania. Wspomniany efekt miał miejsce zarówno w próbach pełzania z predeformacją zadaną przez jednoosiowe rozciąganie jak i anizotropii wywołanej na skutek skręcania.

Maksymalne wzmocnienie osiągnięto dla kierunków wstępnej deformacji współosiowych z kierunkami pełzania tj. dla przypadku gdy  $\Theta_0 = 0^\circ$  i deformację zadano przez rozciąganie oraz gdy  $\Theta_0 = 90^\circ$  i deformację zrealizowano przez skręcanie.

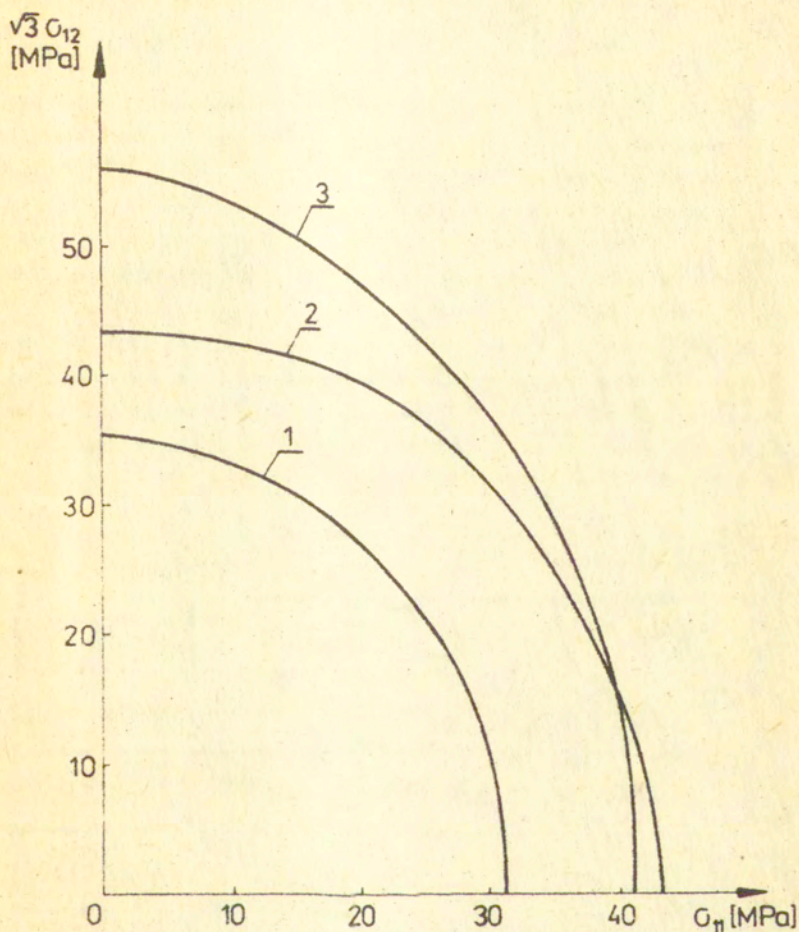
Charakter umocnienia materiału pod wpływem wprowadzonej anizotropii wygodnie jest określać na podstawie ewolucji kształtu i wymiarów powierzchni stałej prędkości dysypacji energii przy pełzaniu ustalonym. Na rys. 104 zamieszczono porównanie wyznaczonych powierzchni dla  $L = 155 \times 10^{-5} \text{ /MPa/h /}$ .

Jak widać predeformacja powoduje zwiększenie wymiarów powierzchni tzw. efekt umocnienia izotropowego oraz translację zarysu powierzchni w kierunku zgodnym z kierunkiem wstępnego odkształcenia, tj. efekt umocnienia kinematycznego.



Rys. 103. Porównanie krzywych pełzania  
1 - materiał wyjściowy; 2 - materiał z 5%  
predeformacją plast. przez jednoosiowe rozcią-  
ganie; 3 - materiał z 5% predeformacją plast.  
przez czyste skręcanie





Rys. 104. Porównanie powierzchni stałej prędkości dysypacji energii w ustalonym okresie pełzania  $/L=155 \times 10^{-5}$  /MPa/h/ / dla miedzi M1E  
1 - bez deformacji wstępnej; 2 - z 5% wst. def. plast. przez jednoosiowe rozciąganie; 3 - z 5% wst. def. plast. przez czyste skręcanie

### 10. Wpływ wartości wstępnej deformacji plastycznej na zachowanie materiału przy pełzaniu

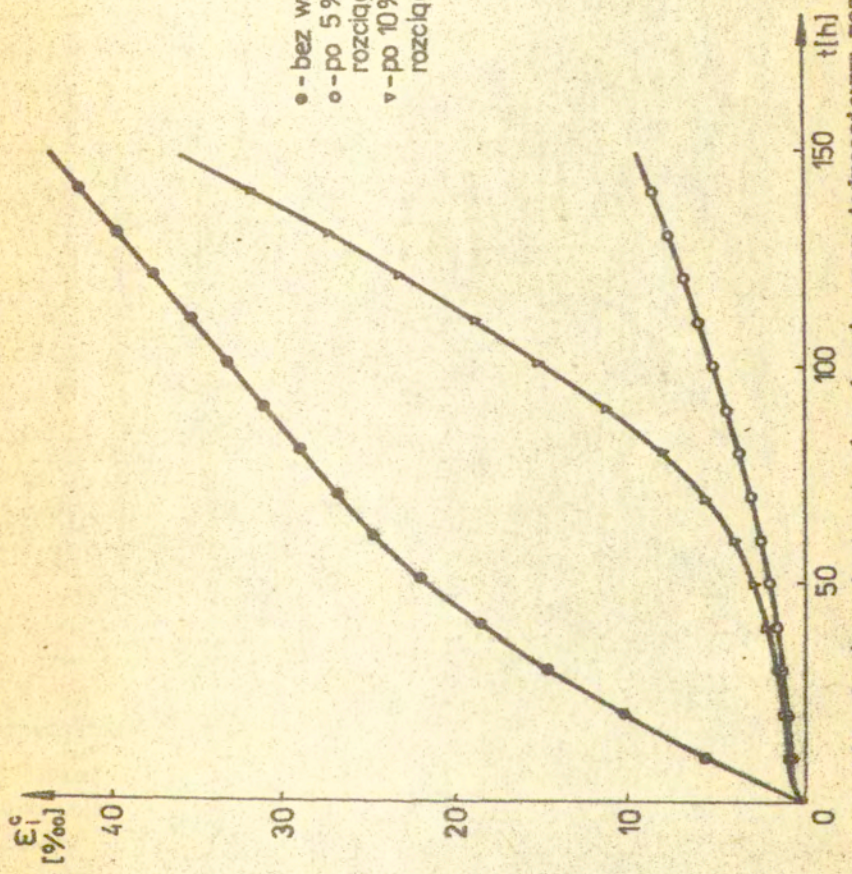
W celu zbadania wpływu wartości predeformacji plastycznej na pełzanie miedzi M1E wykonano próby przy dwóch różnych wielkościach wstępnego odkształcenia /  $\epsilon_1^p = 5\%$  i  $\epsilon_1^p = 10\%$  / otrzymanego poprzez jednoosiowe rozciąganie. Próby pełzania prowadzono na cienkościennych próbkach rurkowych /rys. 54/ przy jednoosiowym rozciąganiu z poziomem naprężenia  $41 \text{ MPa}$  / w temperaturze  $573 \text{ K}$ .

Na rys. 105 przedstawiono porównanie doświadczalnych krzywych pełzania dla materiału dziewiczego oraz odkształconego plastycznie do wartości 5 i 10%, natomiast charakterystyczne parametry dotyczące przeprowadzonych badań zebrano w tabeli nr 19.

Tabela nr 19

| $\epsilon_1^p$ | $D_1$                          | $t_1$ | $t_2$ |
|----------------|--------------------------------|-------|-------|
| [%]            | $\times 10^{-5} \text{ [1/h]}$ | [h]   | [h]   |
| 0              | 22,1                           | 48    | -     |
| 5              | 3,5                            | 5     | 50    |
| 10             | 4,0                            | 5     | 30    |

Z zamieszczonych rezultatów wynika, że zadana w temperaturze pokojowej anizotropia plastyczna, zarówno o wartości  $\epsilon_1^p = 5\%$  jak i  $\epsilon_1^p = 10\%$ , powoduje umocnienie miedzi M1E, które wyraża się obniżeniem ustalonej prędkości pełzania.



Rys. 105. Porównanie krzywych pożarzenia przy jednoosiowym rozciąganiu miedzi MIE w temp. 573 K

Jednakże stopień umocnienia nie jest proporcjonalny do wielkości predeformacji, ponieważ przy  $\epsilon_1^p = 10\%$  minimalna prędkość pełzania jest wyższa od prędkości uzyskanej dla przypadku  $\epsilon_1^p = 5\%$ .

Wynika stąd, że rozpatrywany materiał może zwiększać, na skutek wstępnej deformacji, stopień umocnienia, ale tylko do pewnej ekstremalnej wielkości odkształcenia plastycznego. Po przekroczeniu tej wartości stopień umocnienia szybko maleje. Opisany efekt jest zgodny z teoretycznymi przewidywaniami przedstawionymi w pracy /52/.

Charakterystyczną cechą badanego materiału jest także tendencja stosunkowo dużego ograniczenia, ze wzrostem predeformacji, czasu trwania tak pierwszego jak i drugiego okresu pełzania. Ze względu praktycznych jest to efekt niekorzystny, ponieważ wiąże się z ograniczeniem żywotności pracy materiału.

## VIII. WNIOSKI

W pracy przedstawiono wyniki prób pełzania dla czystej miedzi elektrolitycznej M1E w temperaturze 573 K. Badania prowadzono na nowoczesnej pełzance w płaskim stanie naprężenia, realizowanym na cienkościennych próbkach rurkowych przez różne kombinacje siły osiowej i momentu skręcającego.

Zastosowana pełzarka pozwala prowadzić badania przy różnych stanach naprężenia i stosunkowo szerokim zakresie poziomów naprężenia.

Dzięki zastosowaniu łożyska powietrznego w kimenatycznym łańcuchu obciążającym próbkę układy obciążenia: rozciągający i skręcający działały niezależnie.

Ekstensometr mechaniczny do pomiaru odkształceń zapewniał wystarczającą dokładność, konieczną do badań pełzania.

Eksperymenty wykonano dla materiału w stanie wyżarzonym oraz materiału, w którym celowo wprowadzono anizotropię plastyczną poprzez jednoosiowe rozciągnięcie /jedna seria próbek/ lub czyste skręcenie /druga seria próbek/.

Badania wykazały, że miedź M1E charakteryzująca się izotropowymi własnościami /dla takich parametrów, jak np.: umowna granica plastyczności  $R_{0,2}$ , granica wytrzymałości doraźnej  $R_m$ / przy różnych drogach monotonicznie rosnących obciążeń, wykazywała anizotropię przy pełzaniu.

Anizotropia przy pełzaniu wyrażała się nie pokrywaniem krzywych pełzania przy jednakowym poziomie naprężenia, lecz w różnych stanach naprężenia zdefiniowanych kątem  $\Theta_{\sigma} = \arctg \frac{\sqrt{3}\sigma_p}{\sigma_{11}} = (0, 30, 60, 90)^{\circ}$ .

Efektywne prędkości pełzania ustalonego dla materiału dziewiczego, przy rozpatrywanych poziomach naprężenia  $\sigma_1 = (31, 41, 45) \text{MPa}$ , dla przypadków jednoosiowego rozciągania

nia znacznie przewyższają analogiczne wielkości otrzymane przy czystym skręcaniu. Różnica zawierała się w granicach od 2 do 3 razy.

Procesy technologiczne otrzymywania niektórych wyrobów powodują wytworzenie w materiale struktury o charakterze ukierunkowanym, której często nie da się ujednorodnić przez obróbkę cieplną. W takim przypadku żywotność danego elementu uzależniona jest od kierunku działających naprężeń. Wspomniany problem ma istotne znaczenie dla urządzeń narażonych na długotrwałe i jednoczesne działanie dużych obciążeń i wysokich temperatur - głównie ze względu na warunki bezpieczeństwa i stąd w pracy podjęto się zbadania tego zagadnienia.

W temperaturze pokojowej odkształcano plastycznie cienkościennie próbki rurkowe a następnie poddawano je pełzaniu w temperaturze 573 K przy różnych kombinacjach rozciągania i skręcania.

Predeformację plastyczną przeprowadzono wzdłuż prostoliniowych trajektorii odkształcenia, opisanych w przestrzeni  $/ \epsilon_{11}^p, 2\sqrt{3} \epsilon_{12}^p /$ , do wartości intensywności deformacji plastycznej  $\epsilon_1^p = 5\%$ .

Otrzymane rezultaty wykazały, że wstępna deformacja plastyczna powoduje

- 1/ efekt umocnienia materiału wyrażający się znacznym ograniczeniem prędkości pełzania w okresie ustalonym,
- 2/ duże ograniczenie czasu trwania pierwszego oraz drugiego etapu pełzania.

Stopień umocnienia materiału nie jest proporcjonalny do wielkości predeformacji. Ze wzrostem wartości wstępnego odkształcenia plastycznego początkowo ustalona prędkość pełzania gwałtownie się zmniejsza, osiągając przy określonym stopniu predeformacji wielkość minimalną. Dalszy wzrost anizotropii plastycznej wywołuje przy pełzaniu wzrost prędkości ustalonej oraz bardzo znaczne skrócenie drugiego etapu pełzania.

Zachowanie materiału podczas pełzania w złożonych stanach naprężenia wygodnie jest analizować na podstawie kształtu i wymiarów powierzchni stałej prędkości dysypacji energii.

Ze względu na stwierdzoną anizotropię materiału dziewiczego, kształtu powierzchni pełzania nie można opisać teorią potencjalną zakładającą funkcję potencjału zależną jedynie od drugiego niezmiennika tensora dewiatora naprężenia.

W pracy zaproponowano metodykę określania powierzchni pełzania opierającą się na znajomości wartości stałych materiałowych, występujących w prawie Nortona, dla różnych kierunków tensora naprężenia. Podejście to umożliwiło stosunkowo dokładne określenie wymiarów powierzchni pełzania na podstawie otrzymanych rezultatów doświadczalnych.

Wspomnianą metodykę zastosowano do wyznaczenia ewolucji powierzchni stałej prędkości dysypacji energii przy pełzaniu ustalonym pod wpływem zadanej w temperaturze pokojowej deformacji plastycznej.

Porównanie kształtu i wymiarów powierzchni dla jednakowych wartości mocy dysypowanej  $L$  otrzymanych dla materiału dziewiczego oraz wstępnie zdeformowanego wykazało:

- 1/ efekt umocnienia izotropowego, wyrażający się tzw. puchnięciem powierzchni pełzania,
- 2/ efekt umocnienia kinematycznego przejawiający się przemieszczeniem zarysu powierzchni w kierunku zgodnym z kierunkiem wprowadzonej anizotropii.

Maksymalny stopień umocnienia występuje dla kierunków pełzania współosiowych z kierunkami predeformacji plastycznej.

LITERATURA

1. E.N. da COSTA ANDRADE, The viscous flow in metals and allied phenomena, Proc. Roy. Soc., 84, 1910
2. R.W. BAILEY, The utilization of creep test data in engineering design, Inst. Mech. Eng. Proc., 191, 1935
3. F.K.G. ODQVIST, Historical Survey of the Development of Creep Mechanics from its Beginings in the Last Century to 1970, Creep in Structures-3-rd IUTAM Symposium, Leicester, 1980
4. P. LUDWIK, Elemente der technologischen Mechanik, Berlin, Springer 1909 /przekład rosyjski: Элементы технологической механики. В: Расчеты на прочность, Сборник статей Вып.15, Москва:Издат.Машиностроение 1971/
5. C.R. SODERBERG, The interpretation of creep tests for machine design., Trans. ASME, 1936 Vol. 58, No 8
6. A. NADAI, The influence of time upon creep. The hyperbolic sine creep law "Stephen Timoshenko 60th anniversary volume", Macmillan 1938
7. F.H. NORTON, Creep of steel of high temperatures, Mc Grow-Hill, New York, 1929
8. R. MISES, Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen, Zeitschrift f. angew. Math. u. Mech. 8, 1928, 161
9. F.K.G. ODQVIST, Int. Congr. Appl. Mech., Cambridge 1934, Proc. Cambridge University Press, 1935, 228
10. W.N. FINDLEY, J.S. LAI, K. ONARAN, Creep and relaxation of nonlinear viscoelastic materials, North-Holland Pub. Company - 1976
11. A.E. JOHNSON, Creep under complex stress systems at elevated temperatures, Proc. Inst. Mech. Engrs., 164, No 4, 1951
12. W. PRAGER, Strain hardening under combined stress, Journal Appl. Phys., 1945 Vol.16, No 12, 837-850
13. A.E. JOHNSON, H.J. TAPSELL, Creep under combined tension and torsion, Engineering 150, Nr 3887, 3889, 3892, 3894; 1940



14. A.E. JOHNSON, Behaviour of cast steel at elevated temperatures, Engineer, Lond., 188, No 4879-82, 1949
15. A.E. JOHNSON, The creep of a nominally isotropic aluminium alloy under combined stress systems at elevated temperatures, Metallurgia, 40, 1949
16. A.E. JOHNSON, The creep of a nominally isotropic magnesium alloy at normal and elevated temperatures under complex stress systems, Metallurgia, 42, 1950
17. A.E. JOHNSON, J. HENDERSON, V.D. MATHUR, The complex stress creep fracture of a commercial copper at 250°C, Engineer, 202, 1956
18. A.E. JOHNSON, J. HENDERSON, V.D. MATHUR, Creep under changing complex creep systems, Engineer, 206, 1958
19. T. NISHIHARA, K. TANAKA, N. SHIMA, Creep under tension and torsion, Proc. 5-th Japan Nat. Congr. Appl. Mech., 1955, Tokio
20. F.L. EVERETT, C.L. CLARK, Report on torsion creep tests for comparison with tension creep tests on a carbon-molybdenum steel. Proc. ASTM t. 39, 1939
21. R.C. KENNEDY, W.O. HARMS, D.A. DOUGLAS, Multiaxial Creep studies on Inconel at 1500°F, ASME Paper, No 58-A-193, 1958
22. И.А. СВИНГ, Г.А. ТУЛЯКОВ, Ползучесть аустенитной стали при сложно-напряженном состоянии, Изв.АН СССР, ОТН, №1, 1958
23. В.С. НАМЕСТНИКОВ, О ползучести при постоянных нагрузках в условиях сложного напряженного состояния, Изв.АН СССР, ОТН, №4, 1957
24. В.С. НАМЕСТНИКОВ, Об одной гипотезе в теории трехосной ползучести, Изв.АН СССР, №2, 1960
25. Е.Н. РАБОТНОВ, Ползучесть элементов конструкций, Наука, Москва 1966
26. В.С. НАМЕСТНИКОВ, О ползучести при переменных нагрузках в условиях сложного напряженного состояния, Изв.АН СССР, ОТН, №10, 1957
27. J.S. LAI, W.N. FINDLEY, Creep of aluminum under step stress changes predicted by a viscous-viscoelastic model, J. Appl. Mech., 47, 1980, 21

28. Н.С. МОЖАРОВСКИЙ, Е.А. АНТИПОВ, Н.И. БОБЫРЬ, Ползучесть и долговечность материалов при прогрессирующем нагружении, Киев, 1982
29. N.N. MALININ, G.M. KHADJINSKY, Theory of creep with anisotropic hardening, Int. J. Mech. Sci., Vol. 14, 1972, 235
30. A. MILLER, An Inelastic Constitutive Model for monotonic, cyclic and creep deformation, ASME Journal of Engng. Mat. Tech., 98, 1976, 97
31. J.L. CHABOCHE, Viscoplastic constitutive equations for the description of cyclic and anisotropic behaviour of metals, Bull. Acad. Pol. Sci. Ser. Techn., 25, 1977, 33
32. S. MURAKAMI, N. OHNO, A constitutive equation of creep for high temp. component analysis; An alternative proposition to ORLN constitutive equation of creep, Trans. 6-th Intern. Conf. Struc. Mech. React. Techn., Vol. L, Paper L7/3, North-Holl. Publ., 1981
33. Y. OHASHI, N. OHNO, M. KAWAI, Evaluation of creep constitutive equations for type 304 stainless steel under repeated multiaxial loading, J. Engng. Mat. Techn., 104, 1982, 159
34. Z. MRÓZ, W.A. TRAMPCZYŃSKI, On the creep-hardening rule for metals with a memory of maximal prestress, Int. J. Solids Structures, 20, 1984, 467
35. Z. MRÓZ, On generalized kinematic hardening rule with memory of maximal prestress, J. Mech. Appl., 5, 1981, 241
36. W. TRAMPCZYŃSKI, Badanie wpływu historii obciążenia na pełzanie metali w złożonym stanie naprężenia, Prace IPPT 36/1985
37. A. JAKOŃLUK, E. MIELESZKO, No-potential theory of the construction of anisotropic creep constitutive laws, Res Mechanica, 16, 1985, 147
38. A. JAKOŃLUK, E. MIELESZKO, S. ONOPIUK, Zmiana anizotropii pełzania żeliwa szarego w różnych temperaturach, II Symp. nt. Zagadn. Pełz. Mater., Białystok 1986
39. A. JAKOŃLUK, E. MIELESZKO, Zmiana anizotropii żeliwa szarego przy rozwoju mikrouszkodzeń w procesie pełzania, Zesz. Nauk. Polit. Świętokrz., Mechanika 37, 1985, 29
40. B.F. DYSON, M.J. RODGERS, Prestrain, cavitation and creep ductility, Metal Sci., 8, 1974, 261

41. B.F. DYSON, M.S. LOVEDAY, M.J. RODGERS, Grain boundary cavitation under various states of applied stress, Proc. R. Soc. Lond. A, 349, 1976, 245
42. D.R. HUYHURST, W.A. TRAMPCZYŃSKI, F.A. LECKIE, Creep rupture under non-proportional loading, Acta Metall., 28, 1980, 1171
43. H.J. TIPLER, R.K. VARMA, 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, 3-rd Int. Conf. Mech. Beh.Mat., Cambridge, 1979, 321
44. M.C. PANDEY, A.K. MUKHERJEE, D.M.R. TAPLIN, Prior deformation effects on creep and fracture in inconel alloy X-750, Met. Trans. A, 15A, 1984, 1437
45. R.T. MARLIN, F. COSANDEY, J.K. TIEN, The effect of pre-deformation on the creep and stress rupture of an oxide dispersion strengthened mechanical alloy, Met. Trans. A, 11A, 1980, 1771
46. W.A. TRAMPCZYŃSKI, The influence of cold work on the creep of copper under biaxial states of stress, Acta Metall., 30, 1982, 1035
47. W. SZCZEPIŃSKI, On the effect of plastic deformation on yield condition, Arch.Mech. Stos., 2, 1963, 15
48. M. WANIEWSKI, Wpływ kierunku i wartości wstępnej deformacji plastycznej na pełzanie metali, Prace IPPT 34/1983
49. A.A. ИЛЬЮШИН, Пластичность, Издат. АН СССР, Москва, 1963
50. A. SAWCZUK, W.A. TRAMPCZYŃSKI, A theory of anisotropic creep after plastic prestraining, Int. J. Mech. Sol., 24, 1982, 647
51. J.P. BOEHLER, A. SAWCZUK, On yielding of oriented solids, Acta Mech., 27, 1977, 185
52. M. WANIEWSKI, A simple law of steady-state creep for material with anisotropy introduced by plastic prestraining, Ingenieur-Archiv, 55, 1985, 368
53. G.I. TAYLOR, Proc. IV Int. Congress on Applied Mechanics, Cambridge, 1934, 113
54. F. GAROFALO, Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals, Macmillan, New York, 1965
55. J. GITTUS, Creep, viscoelasticity and creep fracture in solids, Applied Science Publishers LTD 1975

56. J. WEERTMAN, Theory of steady-state creep based on dislocation climb, *J. Appl. Phys.*, 21, 1955, 1213
57. J. WEERTMAN, Steady-state creep through dislocation climb, *J. Appl. Phys.*, 28, 1957, 362
58. J. WEERTMAN, Dislocation climb theory of steady-state creep, *ASM Trans.*, 61, 1968, 681
59. A.S. NOWICK, E.S. MACHLIN, Dislocation theory as applied by N.A.C.A. to the creep of metals, *J. Appl. Phys.*, 18, 1947, 79
60. C.R. BARRET, W.D. NIX, A model for steady-state creep based on the motion of jogged screw dislocations, *Acta Met.*, 13, 1965, 1267
61. E. OROWAN, Internal stresses and fatigue in metals, Elsevier, New York, 1959
62. S.K. MITRA, D. McLEAN, Work hardening and recovery in creep, *Proc. Roy. Soc. Lond.*, 295, 1966, 288
63. S.K. MITRA, D. McLEAN, Cold work and recovery in creep at ostensibly constant structure, *Metal Sci.*, 1, 1967, 192
64. M.F. ASHBY, A first report on deformation mechanism maps, *Acta Met.*, 20, 1972, 887
65. M.F. ASHBY, H.J. FROST, Deformation mechanism maps, Pergamon Press, 1982
66. J.G. HARPER, J.E. DORN, Viscous creep of aluminum near its melting temperature, *Acta Met.*, 5, 1957, 654
67. F.R.N. NABARRO, Deformation of crystals by the motion of single ions, *Strenght of Solids*, The Phys. Soc., London, 1948, 75
68. C. HERRING, Diffusional viscosity of a polycrystalline solids, *J. Appl. Phys.*, 21, 1950, 437
69. R.L. COBLE, A model for boundary diffusion creep in polycrystalline materials, *J. Appl. Phys.*, 34, 1963, 1679
70. F.A. MOHAMED, T.G. LANGDON, Deformation mechanism maps: Their use in predicting creep behaviour, *J. Engng. Mat. Techn.-Trans ASME*, 1976, 125
71. T. HOSTINSKY, J. CADEK, A constant tensile stress creep testing machine, *J. Testing and Evaluation*, 4, 1976, 26
72. P. YAVARI, T.G. LANGDON, A constant stress tensile

- creep machine for very low stresses, *J. Testing and Evaluation*, 10, 1982, 174
73. W.N. FINDLEY, A. GJELSVIK, A biaxial testing machine for plasticity, creep or relaxation under variable principal stress ratios, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, 62, 1962, 1103
74. W. TRAMPCZYŃSKI, C. MORRISON, W.E. TOPLISS, A tension-torsion creep rupture testing machine, *J. Strain Anal.*, 15, 1980, 151
75. A. PHILLIPS, C. LIU, J. JUSTUSSON, An experimental investigation of yield surfaces at elevated temperatures, *Acta Met.*, 14, 1972, 119
76. D.R. HAYHURST, The effects of test variables on scatter in high-temperature tensile creep rupture data, *Int. J. Mech. Sci.*, 16, 1974, 829
77. R.K. PENNY, F.A. LECKIE, The mechanics of tensile testing, *Int. J. Mech. Sci.*, 10, 1968, 265
78. B.W. CHRIST, S.R. SWANSON, Alignment problems in the tensile test, *J. Testing and Evaluation*, 4, 1976, 405
79. H.C. WU, D.R. RUMMLER, Analysis of misalignment in the tension test, *Trans. ASME*, 101, 1979, 68
80. R.K. PENNY, E.G. ELLISON, G.A. WEBSTER, Specimen alignment and strains measurement in axial creep tests, *ASTM Mat. Res. Stand.*, 6, 1968, 76
81. A. SALIM, An examination of some creep theories using high sensitivity tensile creep data, 6-th SMIRT L4/8
82. H.C. WU, T.P. WANG, Analysis of test system misalignment in the creep test, *Trans. ASME*, 104, 1982, 280
83. C. GRANT, Axiality of loading in the tensile test, *J. Strain Anal.*, 7, 1972, 261
84. Y. OHASHI, M. TOKUDA, H. YAMASHITA, Effect of third invariant of stress deviator on plastic deformation of mild steel, *J. Mech. Phys. Sol.*, 23, 1975, 295
85. J. ROGAN, A. SHELTON, Yield and subsequent flow behaviour of some annealed steel under combined stress, *J. Strain Anal.*, 4, 1969, 127
86. P. GREENFIELD, *Creep of Metals at High Temperatures*, Mills Boon Limited, London, 1972
87. F.K.G. ODQVIST, *Mathematical Theory of creep and creep-rupture*, Clarendon Press, Oxford, 1966

88. Instrukcja obsługi regulatora temperatury typ 655, Zakład Aparatury Naukowej UNIPAN
89. E.M. SMITH, C. GRANT, J.M. BOOTH, Equipment for creep testing at variable load and temperature, *J. Strain Anal.*, 5, 1970, 145
90. Г.С. ПИСАРЕНКО, Б.Е. ЗЕЛЕНЮК, В.В. КРИВЕНЮК, Вакуумная установка для исследований характеристик ползучести и длительной прочности материалов при высоких температурах, *Пробл. прочн.*, № 6, 1975, 104
91. Г.С. ПИСАРЕНКО, И.С. ЦВИЛЮК, Установка для испытаний металлов на ползучесть и длительную прочность в условиях глубокого вакуума, *Пробл. прочн.*, № 7, 1973, 108
92. Б.И. ЮРЧЕНКО, Б.В. САМСОНОВ, И.В. МЕЛЬНИЧЕНКО, А.И. ПЕТРЕНКО, В.Н. КИСЕЛЕВСКИЙ, Н.П. ЛОСЕВ, Устройство для испытания материалов на ползучесть и длительную прочность в агрессивных средах при облучении, *Пробл. прочн.*, № 6, 1973, 108
93. Г.С. ПИСАРЕНКО, В.Н. КИСЕЛЕВСКИЙ, Прочность и пластичность материалов в радиационных потоках, Киев, Наукова Думка, 1979
94. КАТАЛОГ-СПРАВОЧНИК, Установки для исследования механических свойств материалов и элементов конструкций, АН СССР, Киев, Наукова Думка, 1982
95. В.Н. КИСЕЛЕВСКИЙ, В.К. ЛУКАШЕВ, Д.Б. ПОЛЕВОЙ, Ю.Д. СКРИПНИК, С.Н. ЮДИН, Устройство для исследования механических характеристик материалов при сложном напряженном состоянии, *Пробл. прочн.*, № 12, 1972, 114
96. Г.С. ПИСАРЕНКО, В.К. ЛУКАШЕВ, А.П. ВОЛОЩЕНКО, М.М. АЛЕКСЮК, Е.В. ЛЯПИН, Установка: Нейтрон-8 для внутри-реакторных испытаний конструкционных материалов на растяжение в широком диапазоне скоростей и температур, *Пробл. прочн.*, № 2, 1981, 80
97. C.T. YEN, J.K. TIEN, L.D. ROTH, J.M. WELLS, Long-term creep of copper at cryogenic temperatures, *Scripta Metallurgica*, 16, 1982, 1119
98. W. SZCZEPIŃSKI, L. DIETRICH, J. MIASTKOWSKI, Własności plastyczne metali. J. ZAWADZKI, Własności reologiczne materiałów, *Mechanika techniczna: metody doświadczalne mechaniki ciała stałego*, PWN, 1984, pod red. W. Szczepińskiego

99. J. MIASTKOWSKI, Kryteria plastycznego pływnięcia i hipotezy wzmożenia metali w świetle badań doświadczalnych, Prace IPPT 41/1973.
100. J. BETTEN, Representation of constitutive equations in creep mechanics of isotropic and anisotropic materials, Creep in Structures, IUTAM Symposium, Leicester 1980
101. C.R. CALLADINE, D.C. DRUCKER, Nesting surfaces of constant rate of energy dissipation in creep, Q. Appl. Math., 20, 1962, 79
102. O.B. СОСНИН, К вопросу о существовании потенциала ползучести, Механика твёрдого тела, 5, 1971, 85
103. А.Ф. НИКИТЕНКО, Экспериментальная проверка гипотезы существования термосиловой поверхности процесса ползучести, Пробл.прочн., № 9, 1978, 12
104. А.Ф. НИКИТЕНКО, Об экспериментальном обосновании гипотезы существования термосиловой поверхности ползучести в условиях простого нагружения, Пробл.прочн., №12, 1981, 38
105. А.Ф. НИКИТЕНКО, Экспериментальное обоснование гипотезы существования поверхности ползучести в условиях сложного нагружения, Пробл.прочн., № 8, 1984, 3
106. G.M. BROWN, Inelastic deformation of an aluminium alloy under combined stress at elevated temperature, J. Mech. Phys. Sol., 18, 1970, 383
107. R. MARK, V.N. FINDLEY, Concerning a creep surface derived from a multiple integral representation for 304 stainless steel under combined tension and torsion, J. Appl. Mech., 45, 1978, 773
108. J.R. RICE, On the structure of stress-strain relations for time dependent plastic deformation in metals, J. Appl. Mech., 37, 1970, 728
109. C. OYTANA, P. DELOBELLE, A. MERMET, Constitutive equations study in biaxial stress experiments, J. Engng. Mat. Techn., 104, 1982, 1
110. J. BLASS, V.N. FINDLEY, Short time, biaxial creep of an aluminium alloy with abrupt changes of temperature and state of stress, ASME Journal of Applied Mech. 38, 1971, 489

SPIS TREŚCI

|  | str. |
|--|------|
| I. WSTĘP . . . . .   | 4    |
| 1. Wprowadzenie . . . . .  | 4    |
| 2. Cel i zakres pracy . . . . .  | 6    |
| II. PRZEGLĄD DOŚWIADCZALNYCH PRAC DOTYCZĄCYCH<br>ZAGADNIENIŃ PEŁZANIA MATERIAŁÓW . . . . .                             | 10   |
| 1. Początkowe badania pełzania . . . . .   | 10   |
| 2. Badania pełzania w złożonym stanie naprężenia<br>przy stałych obciążeniach . . . . .                                | 14   |
| 3. Badania pełzania w złożonym stanie naprężenia<br>przy zmiennych obciążeniach . . . . .                              | 20   |
| 4. Badania pełzania materiałów poddanych wstępnej<br>deformacji plastycznej . . . . .                                  | 31   |
| 5. Prace dotyczące mikrostrukturalnych mecha-<br>nizmów zjawiska pełzania . . . . .                                    | 43   |
| III. TECHNIKA PRÓB PEŁZANIA . . . . .  | 54   |
| 1. Główne czynniki wpływające na rodzaj techniki<br>badań pełzania . . . . .   | 54   |
| 2. Techniki badań pełzania w płaskim stanie<br>naprężenia . . . . .  | 56   |
| 3. Problemy związane z realizacją doświadczeń<br>pełzania na przykładzie cienkościennych<br>próbek rurkowych . . . . . | 58   |
| 3.1. Stałość naprężenia w całym przedziale<br>czasu trwania doświadczenia . . . . .                                    | 59   |
| 3.2. Dokładność przeniesienia obciążenia na<br>próbkę . . . . .  | 64   |
| 3.3. Rozdzielenie jednocześnie działających<br>układów obciążenia osiowego oraz<br>skręcającego . . . . .              | 66   |



|   |     |
|---|-----|
| 3.4. Minimalizacja zginania . . . . .   | 70  |
| 3.5. Dobór wymiarów próbki . . . . .  | 76  |
| 3.6. Dokładność pomiarów odkształceń . . . . .  | 79  |
| 3.7. Stałość temperatury oraz jednorodność jej<br>rozkładu na części pomiarowej próbki . . . . .  | 84  |
| 4. Przykłady rozwiązań konstrukcyjnych układów<br>pomiarowych przeznaczonych do badań materia-<br>łów w warunkach "specjalnych" . . . . .                 | 87  |
| 4.1. Urządzenie do badań metali na pełzanie<br>w warunkach próżni . . . . .   | 88  |
| 4.2. Urządzenie do badań materiałów na pełza-<br>nie w obecności substancji żrących, przy<br>promieniowaniu oraz podwyższonej tempe-<br>raturze . . . . . | 90  |
| 4.3. Urządzenie do wewnątrzreaktorowego bada-<br>nia materiałów konstrukcyjnych na pełza-<br>nie w warunkach płaskiego stanu na-<br>prężenia . . . . .    | 93  |
| 5. Podsumowanie . . . . .   | 98  |
| IV. URZĄDZENIE BADAWCZE . . . . .   | 99  |
| 1. Opis urządzenia badawczego WT-1 . . . . .  | 99  |
| 2. Kształt i wymiary próbki . . . . .   | 104 |
| 3. Pomiar odkształceń próbki . . . . .  | 105 |
| V. TESTOWANIE STANOWISKA BADAWCZEGO . . . . .   | 111 |
| 1. Wzorcowanie termoogniw . . . . .   | 111 |
| 2. Skalowanie celi pomiarowej . . . . .   | 112 |
| 3. Dobór optymalnych nastaw regulatora<br>temperatury . . . . .   | 115 |
| 4. Cechowanie czujników indukcyjnych . . . . .  | 117 |
| 5. Wyznaczanie przełożenia mechanicznego dźwigni<br>obciążenia osłowego . . . . .   | 120 |
| 6. Określenie wielkości zginania próbki . . . . .   | 120 |
| 7. Cechowanie ekstensometru mechanicznego . . . . .   | 121 |

VI. WYNIKI I ANALIZA POCZĄTKOWYCH WŁASNOŚCI

|   |     |
|---|-----|
| BADANEGO MATERIAŁU . . . . .  | 127 |
| 1. Badanie izotropii . . . . .  | 127 |
| 2. Wyznaczanie podstawowych parametrów wytrzyma-<br>łościowych miedzi M1E . . . . . | 130 |
| 2.1. Moduł Younga i Kirchhoffa . . . . .  | 131 |
| 2.2. Umowna granica plastyczności oraz granica<br>wytrzymałości derażnej . . . . .  | 137 |
| 2.3. Twardość . . . . .   | 138 |
| 3. Metalograficzne badania struktury miedzi M1E .                                   | 139 |

VII. WYNIKI ORAZ ANALIZA BADAŃ PEŁZANIA MIEDZI

|   |     |
|---|-----|
| M1E W ZŁOŻONYM STANIE NAPRĘŻENIA . . . . .  | 141 |
| 1. Wektorowa przestrzeń naprężenia . . . . .  | 141 |
| 2. Wektorowa przestrzeń odkształcenia . . . . .   | 145 |
| 3. Stan naprężenia oraz stan odkształcenia reali-<br>zowany w programie eksperymentalnym . . . . .                  | 148 |
| 3.1. Stan naprężenia . . . . .  | 148 |
| 3.2. Stan odkształcenia . . . . .   | 152 |
| 4. Badanie pełzania wyżarzanej miedzi M1E . . . . .   | 155 |
| 5. Hipoteza istnienia powierzchni stałej prędkoś-<br>ci dysypacji energii przy pełzaniu ustalonym .                 | 171 |
| 5.1. Podstawy teoretyczne . . . . .   | 171 |
| 5.2. Przegląd prac doświadczalnych . . . . .  | 177 |
| 6. Metodyka wyznaczania powierzchni pełzania . .  | 180 |
| 7. Wstępna deformacja plastyczna . . . . .  | 182 |
| 8. Badania pełzania miedzi M1E po wstępnej defor-<br>macji plastycznej . . . . .                                    | 184 |
| 8.1. Próby pełzania po wstępnej deformacji<br>plastycznej realizowanej przez jednoosio-<br>we rozciąganie . . . . . | 185 |
| 8.1.1. Wyznaczanie wartości stałych<br>materiałowych . . . . .  | 191 |
| 8.1.2. Powierzchnia stałej mocy dysypowa-<br>nej przy pełzaniu w okresie usta-<br>lonym . . . . .                   | 195 |

|  | str. |
|--|------|
| 8.2. Próby pełzania po wstępnej deformacji<br>plastycznej realizowanej przez czyste<br>skręcanie . . . . . | 197  |
| 8.2.1. Wyznaczanie wartości stałych<br>materiałowych . . . . .   | 204  |
| 8.2.2. Powierzchnia stałej mocy dysypowa-<br>nej przy pełzaniu w okresie<br>ustalonym . . . . .            | 207  |
| 9. Porównanie wyników badań pełzania w płaskim<br>stanie naprężenia . . . . .                              | 209  |
| 10. Wpływ wartości wstępnej deformacji plastycznej<br>na zachowanie materiału przy pełzaniu . . . . .      | 212  |
| VIII. WNIOSKI . . . . .  | 215  |
| LITERATURA . . . . .   | 218  |