

5.17.10. — obciążenia jedno-
i wieloosiowe

Zbigniew L. Kowalewski

ZMIANY
PARAMETRÓW WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH
STALI KOTŁOWEJ 15HM POD WPLYWEM
WSTĘPNEJ DEFORMACJI PLASTYCZNEJ
PRZY STAŁYCH I MONOTONICZNYCH
OBCIĄŻENIACH

30/1994

P. 269

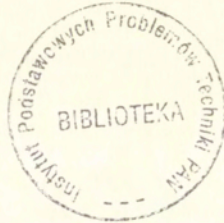


WARSZAWA 1994

<http://rcin.org.pl>

ISSN 0208-5658

Praca wpłynęła do Redakcji dnia 11 października 1994 r.



56619



Na prawach rękopisu

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

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

<http://rcin.org.pl>

Zbigniew L. KOWALEWSKI

Zakład Wytrzymałości Materiałów

ZMIANY PARAMETRÓW WYTRZYMAŁOŚCIOWYCH STALI KOTŁOWEJ 15HM POD WPŁYWEM WSTĘPNEJ DEFORMACJI PLASTYCZNEJ PRZY STAŁYCH I MONOTONICZNYCH OBCIĄŻENIACH

Streszczenie

W pracy dokonano oceny własności stali kotłowej, oznaczanej według PN symbolem 15HM, po pełzaniu i po monotonicznym obciążaniu. Badania przeprowadzono na cienkościennych próbkach rurkowych, wykonanych z gotowych rur, w płaskim stanie naprężenia realizowanym przez różne kombinacje siły osiowej i momentu skręcającego. Własności materiału w stanie dostawy oceniono na podstawie powierzchni plastyczności wyznaczonej metodą sekwencyjnego obciążania jednej próbki i stanowiły one punkt odniesienia do porównań zmian własności materiału pod wpływem celowo wprowadzanej deformacji w warunkach pełzania oraz monotonicznego obciążania.

Przyjęty program obciążeń, zawierający obciążenia o stałej wartości i obciążenia monotonicznie narastające, wywoływał w badanej stali efekt osłabienia w rozważanym zakresie odkształceń plastycznych, przy czym maksymalny jego stopień obserwowano w kierunkach przeciwnych do kierunków prowadzonego obciążenia. Materiał po wstępnej deformacji plastycznej, niezależnie od typu procesu zastosowanego do jej wywołania, wykazywał wyraźny efekt Bauschingera.

1. Wstęp

Problem wstępnej deformacji plastycznej zadawanej w materiałach zarówno podczas ich obróbki mechanicznej w celu wyprodukowania półfabrykatów lub gotowych elementów jak i w czasie eksploatacji wytworzonych wyrobów jest aktualnie przedmiotem badań wielu ośrodków naukowych [1-40]. Powodem tego jest późniejsze odmienne zachowanie się różnych materiałów poddanych procesom przeróbki plastycznej. Niektóre materiały wskutek takiej deformacji wykazują efekt wzmocnienia [2,4,7,9-12,14,15,20,22-24], inne efekt osłabienia [3,21,39,40] a u jeszcze innych nie obserwuje się znaczących zmian w podstawowych parametrach mechanicznych [6]. Badania wpływu pierwotnych odkształceń plastycznych na charakterystyki materiałowe można podzielić w zależności od typu procesu zadawania wstępnej deformacji plastycznej. Najczęściej spotykane w literaturze to:

- A) Badania z wstępną deformacją plastyczną zadawaną przez monotoniczne obciążanie próbek, np. [11,14,21,25].
- B) Badania z wstępną deformacją plastyczną zadawaną przez cykliczne obciążanie próbek, np. [16-19, 21,22].
- C) Badania z wstępną deformacją plastyczną zadawaną w procesie pełzania przy pokojowej lub podwyższonej temperaturze, np. [11,27-30].

Wyniki wymienionych badań mają istotne znaczenie dla wielu gałęzi produkcji, wśród których głównie należy wymienić energetykę, przemysł lotniczy oraz przemysł chemiczny. W wymienionych działach gospodarki z uwagi na wymagania odnośnie jakości materiału, podyktowane względami bezpieczeństwa, istnieje największe zapotrzebowanie na doświadczalne zbadanie efektów związanych z wpływem obróbki plastycznej oraz termicznej dla coraz większej ilości materiałów konstrukcyjnych. Aktualnie dostępne w literaturze rezultaty ciągle jeszcze są niewystarczające, ponieważ z jednej strony otrzymywane były przeważnie w jednoosiowych stanach naprężenia a z drugiej obejmują zbyt wąską grupę materiałów.

Badania dające kompleksowe informacje o własnościach materiału muszą być przeprowadzane w złożonych stanach naprężenia. Ze względu na trudności i wymagane nakłady finansowe liczba takich badań jest ograniczona a istniejący materiał eksperymentalny często trudny do porównania. Wyniki z doświadczeń w złożonych stanach naprężenia przedstawiane są zazwyczaj w postaci przekroju powierzchni plastyczności płaszczyzną związaną z realizowanym stanem naprężenia w próbce. Niestety, w związku z odmiennością rozpatrywanych stanów naprężenia, różną dokładnością pomiarów, różnymi definicjami granicy plastyczności czy też wpływem warunków obciążania próbki i wynikającym stąd zakłóceniem jednorodności stanu naprężenia w części pomiarowej próbki, w takiej formie prezentacji rezultatów często występują poważne trudności w ich właściwej interpretacji. Dlatego też w raportach z tego typu badań, aby umożliwić porównanie uzyskanych rezultatów otrzymanych przez różne laboratoria, konieczne jest precyzyjne określenie wszystkich warunków brzegowych wykonywanych testów.

Prezentowana praca dotyczy badań w złożonym stanie naprężenia, których zasadniczym celem było wyznaczenie kształtu i wymiarów przekroju początkowej powierzchni plastyczności stali kotłowej 15HM oraz określenie jej ewolucji wywołanej różnymi formami wstępnej deformacji plastycznej. Wyboru materiału do testów dokonano ze względu na jego powszechne zastosowanie w wielu odpowiedzialnych elementach konstrukcyjnych.

2. Procedura doświadczalna

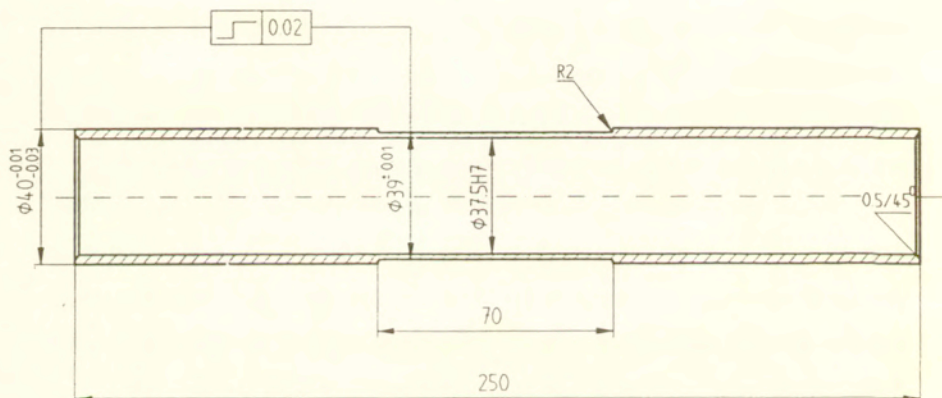
2.1 Badany materiał, próbka oraz stanowisko pomiarowe

Badania przeprowadzono dla stali 15HM w stanie dostawy, której skład chemiczny zamieszczono w tabeli 1. Jest to stopowa stal kotłowa przeznaczona do pracy przy podwyższonych temperaturach, stosowana między innymi w budowie kotłów parowych i wodnych, zbiorników ciśnieniowych oraz rurociągów pary i wody. Dostarczana jest najczęściej w postaci blach, rur bez szwu, prętów i odkuwek.

TABELA 1. Skład chemiczny stali 15HM

skł. stop.	C	Mn	Si	P _{max}	S _{max}	Cr	Ni _{max}	Mo	Cu	Al _{max}
materiał	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
15HM	0.11±0.18	0.4±0.7	0.15±0.35	0.04	0.04	0.7±1.0	0.35	0.4±0.55	>0.25	0.02

Doświadczenia przeprowadzono na cienkościennych próbkach rurkowych,
rys. 1.



Rys. 1 Próbka.

Próbki wykonano z gotowych rur o średnicach zewnętrznej i wewnętrznej wynoszących odpowiednio 44 i 36 [mm]. Długość i średnicę części chwytowej dostosowano do wymiarów tulei zaciskowej uchwytów mocujących maszyny wytrzymałościowej INSTRON. W celu uniknięcia nadmiernej zmiany średnicy wewnętrznej części chwytowej próbki w trakcie mocowania w oba jej końce wsuwano dopasowane czopy.

Badania wykonywano na maszynie wytrzymałościowej Instron 1343 umożliwiającej realizację złożonych stanów naprężenia poprzez różne kombinacje siły osiowej i momentu skręcającego sterowane w zamkniętej pętli sprzężenia zwrotnego kontrolowanego przez komputer Hewlett-Packard serii 310. Pełny opis stanowiska badawczego stosowanego do realizacji programu obciążeń monotonicznie narastających i stałych zamieszczono w pracach [21,44].

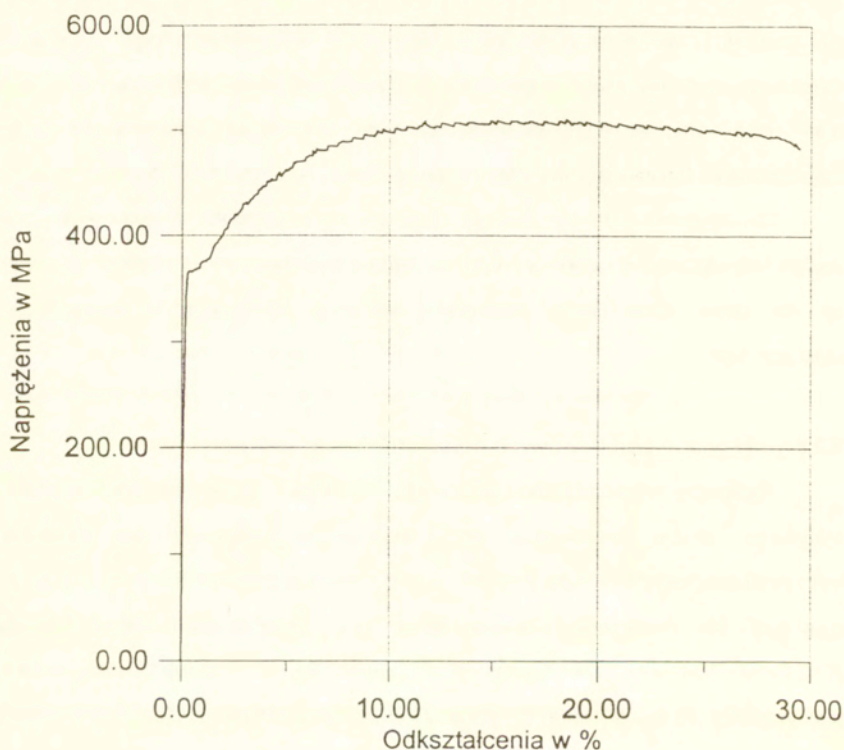
Opracowane oprogramowanie zapewniało obciążanie próbek z zadaną prędkością dla każdej składowej odkształcenia z zachowaniem ich stałego stosunku aż do chwili osiągnięcia wymaganej wartości intensywności odkształcenia plastycznego.

2.2 Wyniki badań podstawowych parametrów mechanicznych

Parametry mechaniczne badanego materiału określono na podstawie statycznej próby rozciągania w temperaturze pokojowej na maszynie wytrzymałościowej INSTRON, przy prędkości przemieszczenia tłoka wynoszącej 0.5 [mm/min]. Na podstawie wyników testu, rys.2, wyznaczono moduł Younga ($E=2.2 \times 10^5$ [N/mm²]), górną granicę plastyczności ($R_g=375$ [N/mm²]), dolną granicę plastyczności ($R_d=370$ [N/mm²]), granicę wytrzymałości doraźnej ($R_m=510$ [N/mm²]) oraz wydłużenie całkowite (29 [%]).

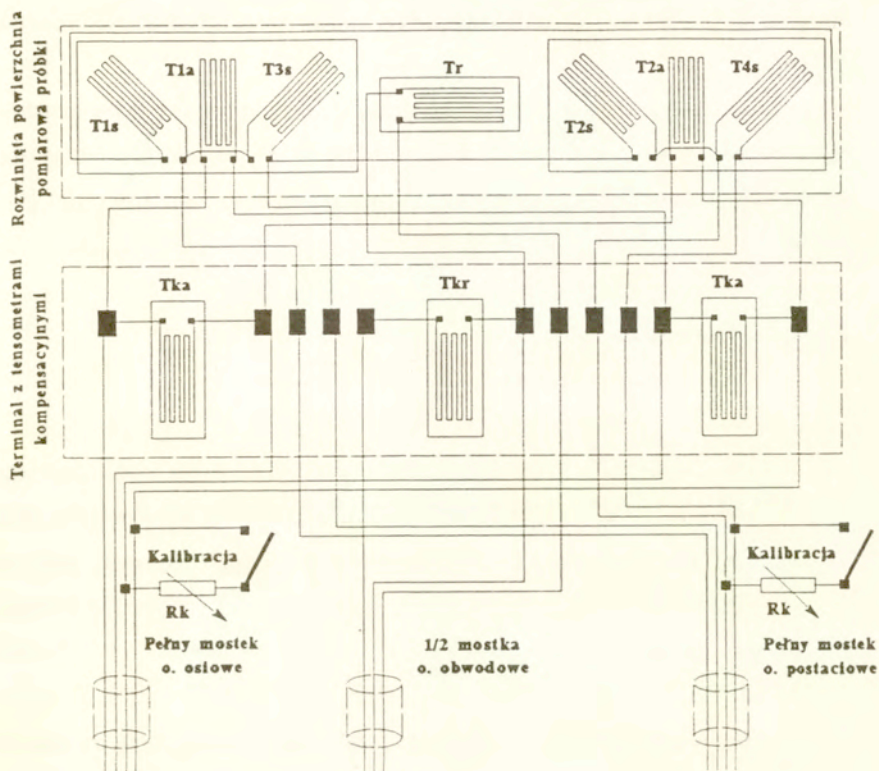
2.3 Pomiar odkształceń i obciążeń

Pomiarów odkształceń w próbach monotonicznego obciążania, wykonywanych zarówno w celu wprowadzenia wstępnej deformacji plastycznej jak i dla określenia powierzchni plastyczności i w próbach z obciążeniami stałymi, przeprowadzanych w celu realizacji procesu pełzania, dokonywano poprzez wykorzystanie układów tensometrycznych naklejanych na powierzchni próbek. Układ do pomiarów składowych odkształceń złożony był z dwóch rozet tensometrycznych typu RY83 i dwóch tensometrów typu LY13 firmy Hottinger Baldwin Messtechnik, które naklejono w środkowej części długości pomiarowej próbki.



Rys. 2 Krzywa monotonicznego rozciągania stali kottowej 15HM

Tworzyły one, razem z odpowiadającymi tensometrami kompensacji zmian temperatury naklejonymi na dodatkowej tulei cienkościennej z tego samego materiału co próbka i przylegającej do jej części chwytowej, dwa układy pełnomostkowe do pomiarów składowych odkształceń osiowych i postaciowych oraz jeden półmostkowy układ do pomiarów odkształceń obwodowych. Schematy wykorzystywanych układów tensometrycznych pokazane są na rys.3.



Rys.3 Schemat tensometrycznych układów pomiarowych odkształcenia.

Układy do pomiaru odkształceń osiowych i postaciowych podłączone były do systemu pomiarowego maszyny Instron 1343, natomiast układ tensometryczny do pomiaru odkształceń obwodowych podłączony był bezpośrednio do systemu pomiarowego firmy PEEKEL, wykorzystywanego jako drugi układ rejestracji danych z doświadczeń. Zawsze przed przystąpieniem do badań wspomniane układy tensometryczne kalibrowano przy pomocy precyzyjnego mostka tensometrycznego typu UGR 60 firmy Hottinger Baldwin Messtechnik tak, aby maksymalnemu

sygnałowi sterowania o wartości 10 [V] odpowiadało odkształcenie 0.8 [%]. Rozdzielczość pomiaru odkształceń osiowych, postaciowych i obwodowych wynosiła 8×10^{-6}

Pomiarów obciążeń próbki dokonywano przy pomocy dynamometrów tensometrycznych o nominalnej nośności 100 [kN] dla siły osiowej oraz 1000 [Nm] dla momentu skręcającego, co zapewniało odpowiednio rozdzielczości 100 [N] i 1 [Nm].

2.4 Opis programu badań

Program doświadczeń obejmował:

1. Określenie początkowej powierzchni plastyczności drogą monotonicznego obciążania sekwencyjnego jednej próbki w szesnastu różnych kierunkach tak, aby równomiernie pokryć obszar wszystkich czterech ćwiartek płaszczyzny (σ_x, τ_{xy}). Pierwszym nakłuwany kierunkiem było jednoosiowe rozciąganie.
2. Wywołanie wstępnej deformacji plastycznej cienkościennych próbek rurkowych. Etap ten złożony był z dwóch następujących części:
 - a) prób pełzania w złożonym stanie naprężenia przy stałym poziomie intensywności naprężenia.
 - b) prób monotonicznego obciążania próbek w warunkach jednoosiowego rozciągania i czystego skręcania.
3. Określenie powierzchni plastyczności stali po wstępnej deformacji plastycznej wywołanej różnymi typami obciążeń metodą sekwencyjnego nakłuwania. Kierunek pierwszego nakłucia pokrywał się z kierunkiem predeformacji.

W literaturze można znaleźć wiele sposobów wyznaczania powierzchni plastyczności [15, 25, 31]. Najczęściej stosowane to:

- a) metoda z użyciem wielu próbek, w której każdy punkt powierzchni reprezentujący określony stan naprężenia wyznaczany jest na jednej próbce,
- b) metoda sekwencyjna z wykorzystaniem jednej próbki przez kolejne jej obciążanie w celu uzyskania zadanego odkształcenia trwałego (tzw. offsetu) dla kolejnych kierunków określonych w dwuwymiarowej przestrzeni naprężeń (σ_x , τ_{xy}) przeciwnie lub zgodnie z ruchem wskazówek zegara,
- c) metoda naprzemienna z wykorzystaniem jednej próbki przez obciążanie jej do zadanego offsetu stosując kolejność obciążeń różniących się kierunkiem w przestrzeni naprężeń (σ_x , τ_{xy}) o kąt 180° , tj. przykładowo najpierw obciążanie w kierunku rozciągania a następnie ściskanie, itp.

Zgodnie z obserwacjami eksperymentalnymi najlepsze wyniki jakościowe daje metoda wyznaczania powierzchni plastyczności z wykorzystaniem wielu próbek, ponieważ obraz tak otrzymanej powierzchni nie jest zakłócony poprzez historię kolejnych nakłuć wykonywanych dla wyznaczenia powierzchni przy użyciu jednej próbki. Przeprowadzone badania [44] wykazują jednak, że także metody b) i c), w których wykorzystuje się tylko jedną próbkę, mogą być stosowane w doświadczalnej analizie zmian powierzchni plastyczności o ile spełnione są pewne warunki badań, związane zwłaszcza z ograniczeniem wartości plastycznej deformacji jakich doznaje próbka na kolejnych kierunkach obciążania oraz z przyjętą definicją granicy plastyczności. Zaletą tych sposobów jest ich dużo mniejszy koszt i pracochłonność w stosunku do metody a).

Jednym z ważniejszych zagadnień przy wyznaczaniu punktów powierzchni plastyczności jest definicja granicy plastyczności, ponieważ jej wartość decyduje o kształcie i wymiarach powierzchni [42]. W literaturze można się spotkać z kilkoma

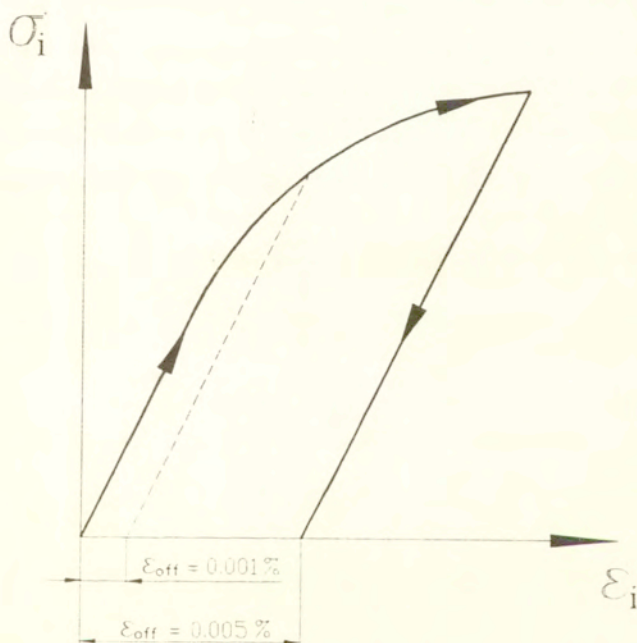
typami definicji granicy plastyczności [15, 31], wśród których najczęściej stosowane są:

- a) uplastycznienie zdefiniowane poprzez granicę proporcjonalności,
- b) uplastycznienie zdefiniowane przez powrotną ekstrapolację gładkiej części charakterystyki naprężenie-odkształcenie do przecięcia z osią naprężenia,
- c) uplastycznienie odpowiadające z góry określonej wartości trwałego odkształcenia plastycznego.

W opisywanym programie dla wyznaczenia powierzchni plastyczności badanego materiału zaadoptowano sposób (c). Procedura wyznaczania kolejnych punktów powierzchni plastyczności na danej próbce realizowana była z wykorzystaniem oprogramowania dającego możliwość współpracy z interfejsem maszyny wytrzymałościowej Instron. Zgodnie z nim w początkowej fazie obciążania próbki obliczany był moduł sprężystości. Obliczenia te przeprowadzano na podstawie punktów doświadczalnych zebranych w ustalonym wcześniej przedziale wartości naprężeń. Proces obciążania próbki był zatrzymywany w chwili gdy różnica intensywności odkształceń całkowitych i intensywności odkształceń sprężystych, obliczonych jako iloraz intensywności naprężeń i wyznaczonego wcześniej modułu Younga, przekraczała zadaną wartość (wartość ta wynosiła 5×10^{-5}). Po spełnieniu tego warunku następowała zmiana sposobu sterowania maszyną z odkształceń na sterowanie obciążeniami i następował proces odciążania do zerowej wartości siły i momentu skręcającego. Schematyczną ilustrację procesu obciążania próbki do zadanej wartości intensywności odkształcenia a następnie procesu odciążania przedstawiono na rys.4. Ponadto na rysunku tym linią przerywaną zaznaczono dodatkowo rozpatrywany offset o wartości $\epsilon_{\text{off}} = 1 \times 10^{-5}$, który wykorzystywano w celu przeanalizowania własności plastycznych materiału przy mniejszej wartości deformacji.

Jak już wspomniano, w pracy realizowano sekwencyjny sposób wyznaczania punktów doświadczalnych reprezentujących powierzchnię plastyczności materiału.

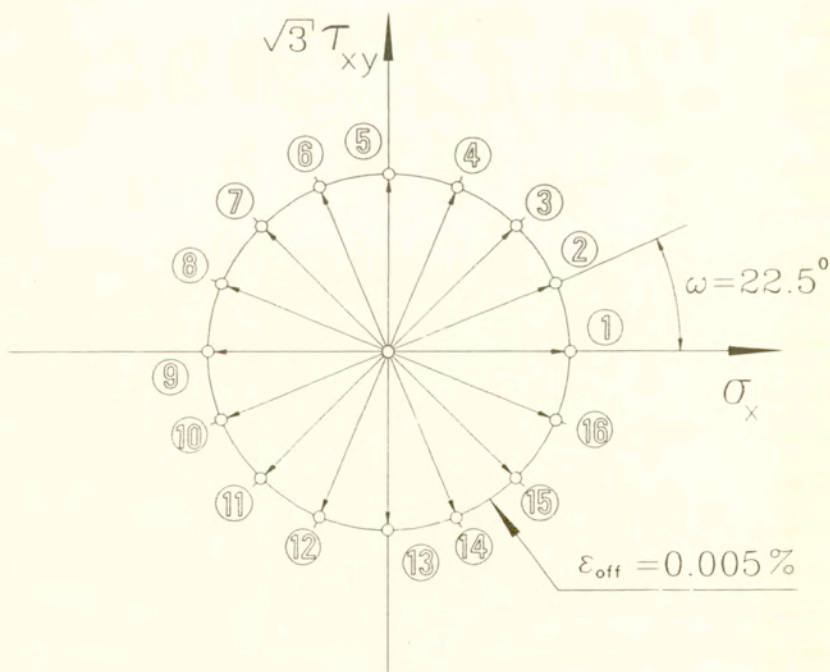
Procedura wyznaczania powierzchni zawierała szesnaście punktów, których sposób określania pokazany jest na rys.4, natomiast pełny schemat procesu dla szesnastu różnych kombinacji siły osiowej i momentu skręcającego zamieszczono na rys.5. Numery od 1 do 16 odpowiadają kolejnym nakłuciom próbki do wartości intensywności odkształcenia 5×10^{-5} .



Rys.4 Program obciążania próbki przy pojedynczym nakłuciu.

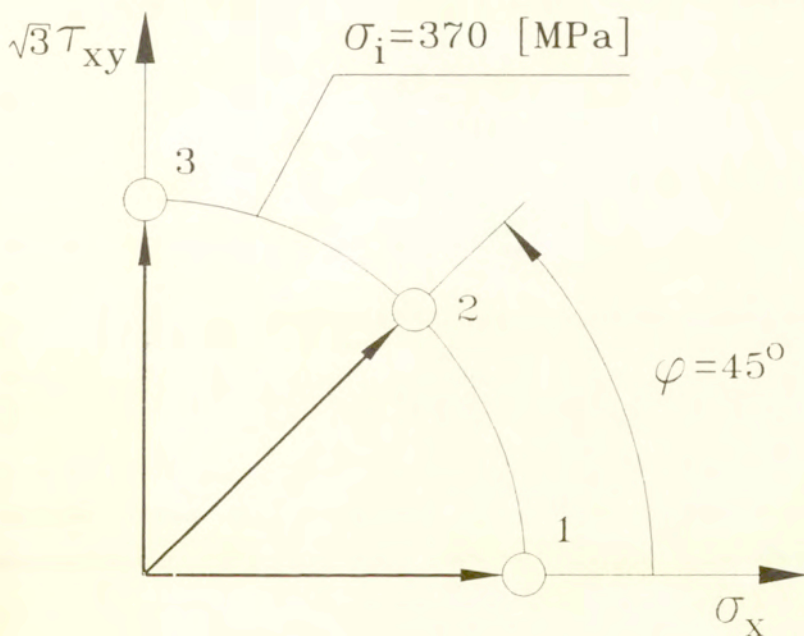
Drugim etapem badań były testy, w których wprowadzano wstępną deformację przez poddanie próbek pełzaniu w warunkach płaskiego stanu naprężenia, w temperaturze pokojowej (etap 2a). Program prób pełzania pokazano na rys.6. Obejmował on testy przy jednoosiowym rozciąganiu, czystym skręcaniu oraz w złożonym stanie naprężenia przy kombinacji siły osiowej i momentu skręcającego.

Wszystkie próby przeprowadzono przy sterowaniu obciążeniem dla jednakowej intensywności naprężenia $\sigma_1=370$ [MPa], która była niższa od górnej granicy plastyczności badanego materiału. Przyjęto taką samą długotrwałość procesu pełzania wynoszącą dwie godziny dla każdego testu. Bezpośrednio po upływie tego czasu następowało odciążenie próbek. W etapie 2b wstępną deformację plastyczną zadawano drogą monotonicznego obciążania próbek do wartości intensywności odkształceń całkowitych 0.65 [%] przy czystym skręcaniu oraz jednoosiowym rozciąganiu. Po osiągnięciu wymaganej wartości odkształcenia całkowitego następowało automatyczne odciążenie aż do osiągnięcia zerowych wartości siły osiowej lub momentu skręcającego. Testy etapu 2b wykonywano przy sterowaniu odkształceniem w trakcie obciążania oraz przy sterowaniu obciążeniem podczas odciążania.



Rys.5 Program sekwencyjnego wyznaczenia powierzchni plastyczności na jednej próbce.

Po tak przeprowadzonej deformacji wstępnej wykonywano badania mające na celu wyznaczenie powierzchni plastyczności, która to procedura była analogiczna jak dla materiału w stanie nieodkształconym, rys. 5. W tym celu do komputera wprowadzano program sterujący pracą maszyny wytrzymałościowej przy obciążeniach monotonicznych i realizowano obciążanie próbki w kolejnych szesnastu kierunkach przestrzeni naprężeń, rozpoczynając od takiego samego kierunku jaki przyjęto podczas wstępnej deformacji plastycznej. Otrzymane dane doświadczalne w postaci krzywych poszczególnych składowych naprężeń jako funkcji odpowiadających składowych odkształceń wykorzystywano następnie do określania sekwencyjnej powierzchni plastyczności materiału wstępnie zdeformowanego.



Rys. 6 Program prób pełzania.

2.5 Przyjęte zależności definiujące stan naprężenia i stan odkształcenia

Badania przeprowadzono w płaskich stanach naprężenia określonych przez różne kombinacje naprężeń osiowych i stycznych. Naprężenie osiowe obliczano na podstawie następującego wzoru

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

gdzie:

F - siła osiowa,

D_0 - początkowa średnica zewnętrzna próbki na bazie pomiarowej,

d_0 - początkowa średnica wewnętrzna na bazie pomiarowej próbki,

natomiast naprężenie styczne, odniesione do średnicy zewnętrznej, następującym związkiem

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

gdzie

M_s - moment skręcający próbkę.

Wartość intensywności naprężenia wyrażono zależnością

$$\sigma_i = \sqrt{\sigma_x^2 + 3 \cdot \tau_{xy}^2}, \quad (3)$$

natomiast wartości intensywności odkształcenia zdefiniowano związkiem uwzględniającym współczynnik Poissona ν , wyznaczanym na podstawie pomiarów składowych odkształceń osiowych i obwodowych.

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

gdzie: ε_x - odkształcenie osiowe

$$\varepsilon_{xy} = \frac{\gamma_{xy}}{2} - \text{odkształcenie postaciowe.}$$

Dla badanej stali w zakresie odkształceń, dla których wyznaczano powierzchnię plastyczności, współczynnik Poissona wynosił 0.34.

Przyjęte zależności (3) i (4) były wykorzystywane w programie sterującym przebiegiem danego testu do zatrzymywania procesu obciążania próbki, gdy efektywne odkształcenia plastyczne osiągną założoną wcześniej wartość. W trakcie doświadczenia natomiast rejestrowano wartości poszczególnych składowych naprężeń i odkształceń jako funkcje czasu i wielkości te można było dalej przetwarzać po zakończeniu eksperymentu.

2.6 Postać warunku plastyczności

Punkty doświadczalne dla przyjętej wartości intensywności odkształceń plastycznych określone z krzywych naprężenie - odkształcenia dla różnych kierunków dróg obciążenia wyznaczają przekrój powierzchni plastyczności odpowiadającej przyjętej definicji granicy plastyczności. Punkty te określają kształt, wymiary i położenie rozpatrywanego przekroju powierzchni plastyczności na płaszczyźnie naprężeń osiowych σ_x i naprężeń stycznych τ_{xy} . Zgodnie z przyjętą w pracy procedurą próbki obciążano wzdłuż proporcjonalnych dróg na kierunkach równomiernie rozłożonych w przestrzeni (σ_x , τ_{xy}) zarówno dla dodatnich jak i ujemnych wartości obu składowych naprężeń. Na podstawie tak wyznaczonych punktów doświadczalnych obliczano współczynniki przyjętej postaci anizotropowego warunku plastyczności z warunku, aby suma kwadratów odległości punktów doświadczalnych od krzywej aproksymacji osiągała minimum. Przyjęto kwadratowy warunek anizotropowy Misesa [43] w postaci przedstawionej przez Szczepińskiego [38] z uwzględnieniem liniowych członów wszystkich składowych naprężeń. Warunek ten uwzględnia zarówno efekt Bauschingera, przejawiający się przesunięciem osi powierzchni w stosunku do początku przyjętego układu współrzędnych, jak i

pochylenie osi powierzchni w stosunku do początku przyjętego układu współrzędnych, a w ogólnym przypadku wyrażony jest następującym związkami:

$$\begin{aligned}
 f(\sigma_{ij}) = & k_{12}(\sigma_x - \sigma_y)^2 + k_{23}(\sigma_y - \sigma_z)^2 + k_{31}(\sigma_z - \sigma_x)^2 + \\
 & + 2\tau_{xy} [k_{16}(\sigma_z - \sigma_x) + k_{26}(\sigma_z - \sigma_y)] + \\
 & + 2\tau_{yz} [k_{24}(\sigma_x - \sigma_y) + k_{34}(\sigma_x - \sigma_z)] + \\
 & + 2\tau_{zx} [k_{33}(\sigma_y - \sigma_z) + k_{15}(\sigma_y - \sigma_x)] + \\
 & + k_{44} \cdot \tau_{yz}^2 + k_{55} \cdot \tau_{zx}^2 + k_{66} \cdot \tau_{xy}^2 + \\
 & - b_{12}(\sigma_x - \sigma_y) - b_{23}(\sigma_y - \sigma_z) - b_{31}(\sigma_z - \sigma_x) + \\
 & + b_{44} \cdot \tau_{yz} + b_{55} \cdot \tau_{zx} + b_{66} \cdot \tau_{xy} = 1.
 \end{aligned} \tag{5}$$

W rozpatrywanym w pracy przypadku płaskiego stanu naprężenia gdy jedynymi niezerowymi składowymi naprężenia są: naprężenie osiowe σ_x i naprężenie postaciowe τ_{xy} powyższy warunek uplastycznienia materiału o cechach anizotropowych sprowadza się do postaci:

$$f(\sigma_0) = (k_{12} + k_{31})\sigma_x^2 - 2 \cdot k_{16} \cdot \sigma_x \cdot \tau_{xy} + k_{66} \cdot \tau_{xy}^2 + (b_{31} - b_{12})\sigma_x + b_{66} \cdot \tau_{xy} = 1. \tag{6}$$

Jest to pełne równanie krzywej drugiego stopnia przedstawiane zwykle w następującej postaci:

$$A \cdot \sigma_x^2 + 2 \cdot B \cdot \sigma_x \cdot \tau_{xy} + C \cdot \tau_{xy}^2 + 2 \cdot D \cdot \sigma_x + 2 \cdot E \cdot \tau_{xy} = 1, \tag{7}$$

gdzie współczynniki A i D są określone następującymi związkami jako funkcje granicy plastyczności przy rozciąganiu Y_x i przy ściskaniu Z_x :

$$A = \frac{1}{Y_x \cdot Z_x}; \quad D = \frac{1}{Y_x} - \frac{1}{Z_x} \tag{8}$$

a współczynniki C i E są określone następującymi związkami jako funkcje granicy plastyczności przy ścinaniu R_{xy} wywołującym dodatnie naprężenia τ_{xy} i ścinaniu S_{xy} wywołującym ujemne naprężenia τ_{xy} :

$$C = \frac{1}{R_{xy} \cdot S_{xy}} ; \quad E = \frac{1}{R_{xy}} - \frac{1}{S_{xy}} . \quad (9)$$

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

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

- współrzędne środka elipsy:

$$\alpha_o = \frac{B \cdot E - C \cdot D}{\delta} ; \quad \alpha_r = \frac{B \cdot D - A \cdot E}{\delta} \quad (10)$$

- kąt obrotu osi elipsy w stosunku do układu współrzędnych $\sigma_x - \tau_{xy}$:

$$\phi = \frac{1}{2} \cdot \arctan \left(\frac{2 \cdot B}{A - C} \right) \quad (11)$$

- wielka i mała półos elipsy:

$$a = \sqrt{-\frac{\Delta}{a' \cdot \delta}} ; \quad b = \sqrt{-\frac{\Delta}{b' \cdot \delta}} \quad (12)$$

gdzie oznaczono:

$$\Delta = A \cdot C + 2 \cdot B \cdot D \cdot E - C \cdot D^2 - A \cdot E^2 - B^2 ; \quad \delta = A \cdot C - B^2 \quad (13)$$

oraz:

$$a' = \frac{1}{2} \left(A - C + \sqrt{(A - C)^2 + 4B^2} \right) ; \quad b' = \frac{1}{2} \left(A - C - \sqrt{(A - C)^2 + 4B^2} \right) . \quad (14)$$

Współczynniki równania elipsy aproksymującej punkty doświadczalne obliczone są z warunku minimalizacji sumy kwadratów odległości punktów doświadczalnych od krzywej aproksymacji. Pozwala to na określenie liczbowych wartości współczynników elipsy w ogólnej postaci, a tym samym określenie anizotropowych cech badanego materiału.

Inne stosowane w płaskim stanie naprężenia kwadratowe warunki plastyczności ośrodków anizotropowych stanowią szczególne postaci równania (7). W warunku Hilla [41] założono $B = D = E = 0$ co oznacza, że środek elipsy pokrywa się z początkiem układu współrzędnych i wielka oś elipsy pokrywa się z osią σ_x , a w warunku zaproponowanym przez Ota, Shindo i Fukuoka [45] przyjęto $B = E = 0$, co oznacza, że środek elipsy leży na osi σ_x i wielka oś elipsy się z nią pokrywa. Warunek plastyczności dla materiałów anizotropowych w postaci (7) określony jest przez pięć stałych materiałowych, którymi z geometrycznego punktu widzenia mogą być, na przykład dwie osie główne elipsy, dwie współrzędne jej środka i kąt obrotu względem układu współrzędnych.

3. Wyniki badań

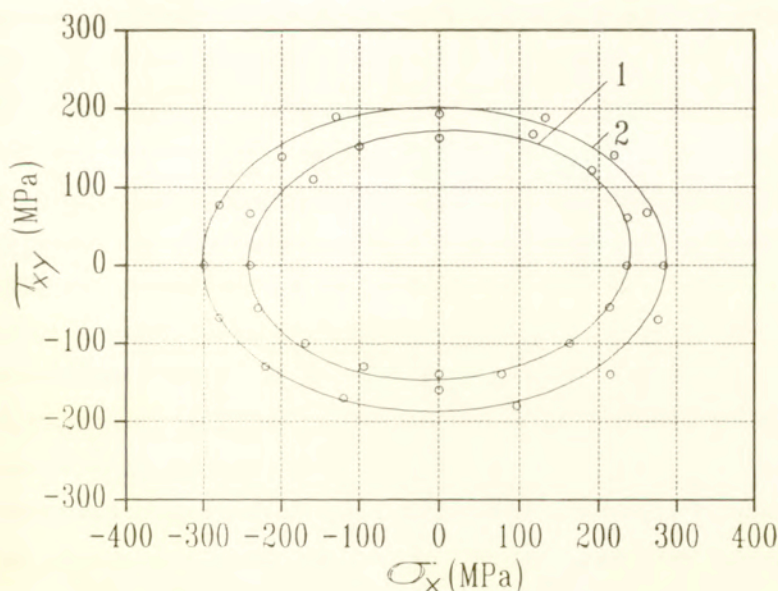
3.1 Wyniki dla materiału w stanie dostawy

Dla badanej stali 15HM w stanie dostawy w celu określenia początkowej powierzchni plastyczności przeprowadzono metodą sekwencyjną monotoniczne obciążanie jednej próbki wzdłuż szesnastu różnych dróg proporcjonalnych w przestrzeni naprężeń (σ_x, τ_{xy}) , do wartości intensywności odkształceń plastycznych 5×10^{-5} . Efektem tego testu było uzyskanie dla każdego rozpatrywanego kierunku przebiegu intensywności naprężeń jako funkcji intensywności odkształceń całkowitych będących sumą intensywności odkształceń sprężystych i plastycznych. Po zastosowaniu procedury filtrowania wyników, wykonywanej w celu wyeliminowania efektów geometrycznych związanych z układem próbka - uchwyty maszyny, opisanymi szczegółowo w pracy [44], uzyskano odseparowanie

odkształceń sprężystych od plastycznych i w efekcie przebiegi intensywności naprężeń jako funkcji intensywności odkształceń plastycznych. Tak uzyskane wykresy aproksymowano krzywymi wykładniczymi postaci:

$$\sigma_i = C \cdot (\varepsilon_i^{(p)})^n, \quad (15)$$

gdzie C , n - stałe. Na podstawie krzywych odpowiadających różnym proporcjonalnym drogom obciążania określano punkty powierzchni plastyczności dla danej definicji granicy plastyczności (przy danej granicy dla jednej krzywej uzyskiwano jeden punkt powierzchni). W ten sposób otrzymane punkty przybliżano równaniem elipsy reprezentującym warunek plastyczności w postaci (7) tak, aby suma kwadratów odległości punktów doświadczalnych od krzywej aproksymacji osiągała minimum.



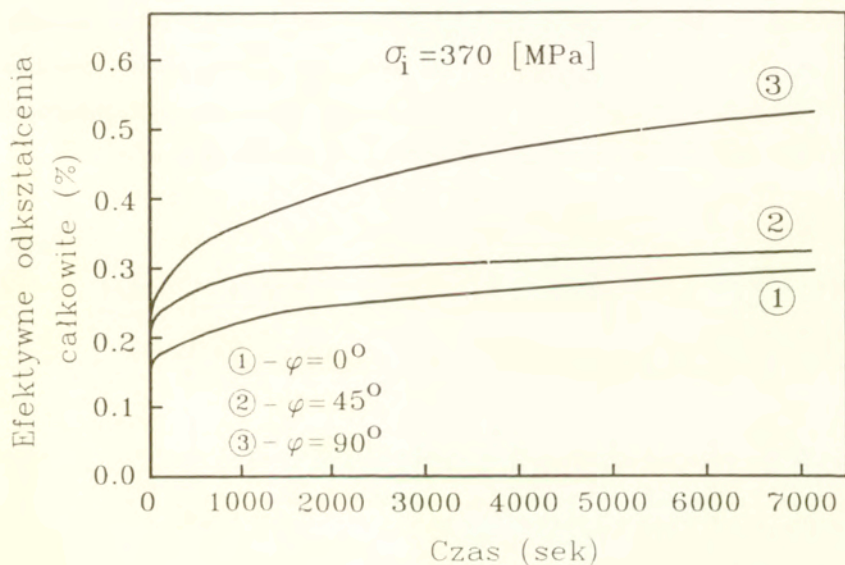
Rys.7 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności stali 15HM w stanie dostawy dla dwóch wartości offsetów $\varepsilon_{\text{off}} = 1 \times 10^{-5}$ (1) i $\varepsilon_{\text{off}} = 5 \times 10^{-5}$ (2).

Na rys. 7 przedstawiono tak uzyskane początkowe powierzchnie plastyczności dla dwóch definicji granicy plastyczności $\epsilon_{\text{off}}=1 \times 10^{-5}$ i $\epsilon_{\text{off}}=5 \times 10^{-5}$. Z wykresów tych wynika, że materiał w stanie dostawy wykazuje niewielką anizotropię własności, wyrażającą się przesunięciem zarysu powierzchni zarówno w kierunku ściskania jak i dodatniego skręcania, co najprawdopodobniej związane jest z teksturą nabytą w trakcie obróbki rur, z których wykonywano próbki.

3.2 Wyniki badań materiału wstępnie zdeformowanego w procesie pełzania

Na rys.8 przedstawiono krzywe pełzania otrzymane dla stali poddanej jednoosiowemu rozciąganiu, czystemu skręcaniu oraz kombinacji wymienionych obciążeń spełniających warunek $\varphi = \arctg(\sqrt{3}\tau_{xy} / \sigma_x) = 45^\circ$ przy jednakowej intensywności naprężenia 370 [MPa]. Z przebiegu charakterystyk pełzania wykreślonych we współrzędnych intensywność odkształceń całkowitych - czas wynika anizotropowy charakter materiału w warunkach pełzania, przejawiający się w różnicach uzyskanych wartości prędkości pełzania oraz wielkości deformacji. Porównując rezultaty wszystkich trzech prób widać wyraźnie, że badana stal w rozpatrywanym przedziale czasowym była najodporniejsza na zjawisko pełzania dla kierunku rozciągania, natomiast najsłabsza dla kierunku czystego skręcania. Różnica w wielkości otrzymanej deformacji po jednakowym czasie trwania obciążenia dla próby pełzania przy rozciąganiu i próby przy skręcaniu odniesiona do wielkości odkształcenia po próbie pełzania przy rozciąganiu wyniosła przeszło 75 [%]. Jest to rezultat dość zaskakujący w odniesieniu do wymiarów początkowej powierzchni plastyczności, z których wynika, że właśnie kierunek skręcania powinien być bardziej wytrzymały, ponieważ intensywność granicy plastyczności przy skręcaniu dodatnim (334 [MPa]) była wyraźnie wyższa od granicy plastyczności przy rozciąganiu (280 [MPa]). W obu przypadkach rozpatrywano jednakową wartość offsetu wynoszącą 5×10^{-5} . Z punktu widzenia wcześniejszych rezultatów dla innych materiałów nie jest to jednak efekt zupełnie nieznan. W przypadku pełzania miedzi [9, 10], charakteryzującej się izotropowymi własnościami przy obciążeniach

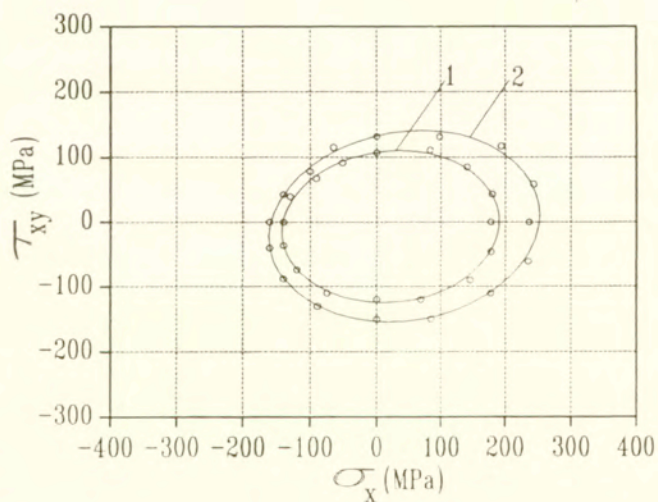
monotonicznie narastających, otrzymano wyniki podobne jak dla testowanej stali z tą różnicą, że znacznie odporniejszym kierunkiem na pełzanie był kierunek skręcania. Zachowanie takie można utożsamiać z odmiennymi mechanizmami deformacji zachodzącymi przy obciążeniach monotonicznych w porównaniu do mechanizmów kontrolujących proces pełzania.



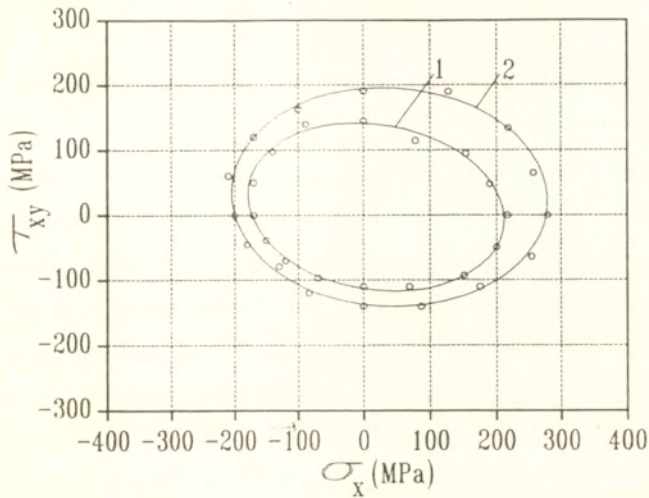
Rys.8 Krzywe pełzania stali 15 HM w temperaturze otoczenia otrzymane przy obciążeniach według programu zamieszczonego na rys.6.

Bezpośrednio po zakończeniu każdej próby pełzania następowało wyznaczenie powierzchni plastyczności zgodnie z trzecim punktem wcześniej opisanego programu badań. Kolejne rysunki, rys.9-11, ilustrują wyznaczone powierzchnie plastyczności odpowiednio dla materiału po pełzaniu przy jednoosiowym rozciąganiu, kombinacji rozciągania i skręcania oraz przy czystym

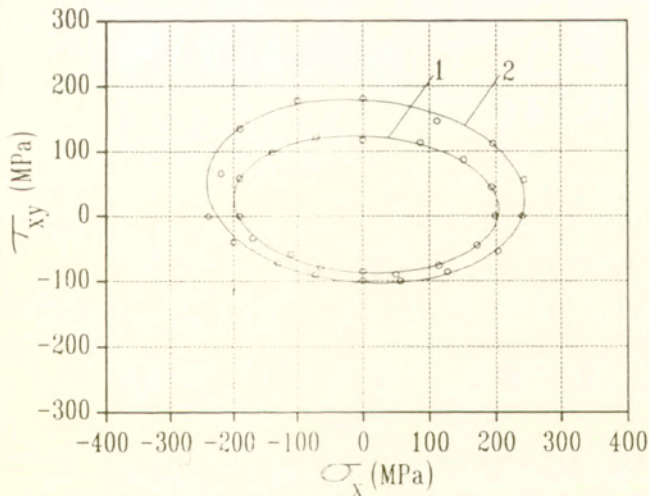
skręcaniu. Na rysunkach tych pokazano powierzchnie dla dwóch rozpatrywanych offsetów $\epsilon_{\text{off}}=1\times 10^{-5}$ i $\epsilon_{\text{off}}=5\times 10^{-5}$. Jak widać, we wszystkich przypadkach wstępna deformacja plastyczna wprowadzona w warunkach pełzania wywołała silną anizotropię badanego materiału, szczególnie wyraźną w kierunkach predeformacji. W stosunku do materiału w stanie dostawy wymiary powierzchni uległy skurczeniu, co świadczy o osłabieniu stali w zakresie rozważanych wielkości odkształcenia. Obserwowany niewielki obrót powierzchni dla materiału po wstępnej deformacji przy rozciąganiu i skręcaniu należy raczej przypisywać zastosowanej metodyce sekwencyjnego obciążania przy wyznaczaniu powierzchni plastyczności. Szczegółowa analiza otrzymanych wyników zostanie dokonana w punkcie 4.



Rys.9 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności stali 15HM po wstępnej deformacji uzyskanej podczas pełzania przy jednoosiowym rozciąganiu dla dwóch wartości offsetów $\epsilon_{\text{off}}=1\times 10^{-5}$ (1) i $\epsilon_{\text{off}}=5\times 10^{-5}$ (2).



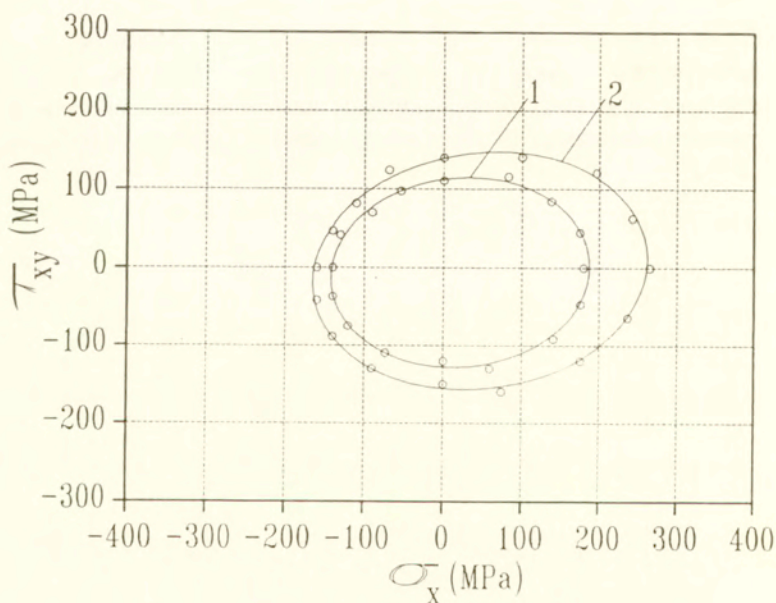
Rys.10 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności stali 15HM po wstępnej deformacji uzyskanej podczas pełzania przy kombinacji siły osiowej i momentu skręcającego dla dwóch wartości offsetów $\epsilon_{\text{off}}=1 \times 10^{-5}$ (1) i $\epsilon_{\text{off}}=5 \times 10^{-5}$ (2).



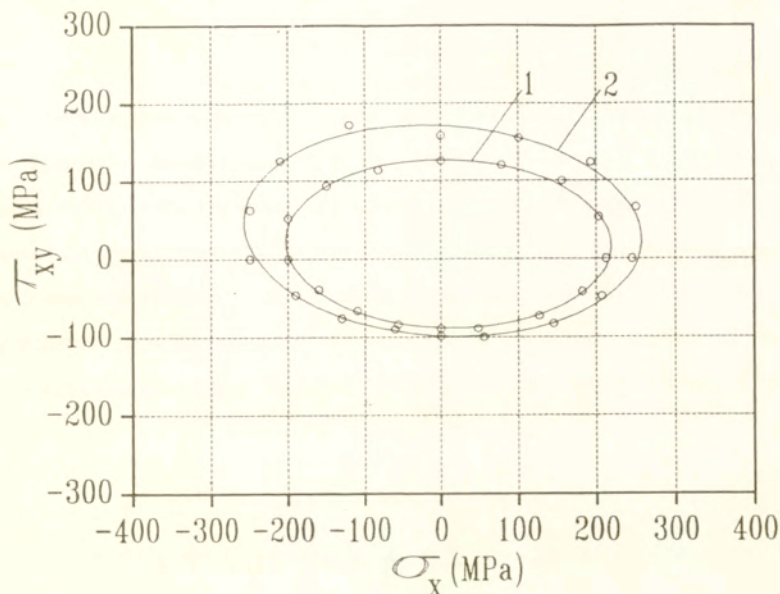
Rys.11 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności stali 15HM po wstępnej deformacji uzyskanej podczas pełzania przy czystym skręcaniu dla dwóch wartości offsetów $\epsilon_{\text{off}}=1 \times 10^{-5}$ (1) i $\epsilon_{\text{off}}=5 \times 10^{-5}$ (2).

3.3 Wyniki badań materiału wstępnie zdeformowanego w procesie monotonicznego obciążania

Program wstępnej deformacji plastycznej przy obciążeniach monotonicznych przeprowadzono przy jednoosiowym rozciąganiu i czystym skręcaniu. W obu przypadkach intensywności odkształceń całkowitych były jednakowe i wynosiły 0.65 [%]. Powierzchnie plastyczności dla materiału zdeformowanego w tych testach, wyznaczonych metodą sekwencyjnego nakłuwania, pokazano na rys.12 i rys.13 odpowiednio dla stali zdeformowanej przy monotonicznym rozciąganiu i monotonicznym skręcaniu (w dodatnim kierunku).



Rys.12 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności stali 15HM po wstępnej deformacji plastycznej przy monotonicznym rozciąganiu dla dwóch wartości offsetów $\epsilon_{off} = 1 \times 10^{-5}$ (1) i $\epsilon_{off} = 5 \times 10^{-5}$ (2).

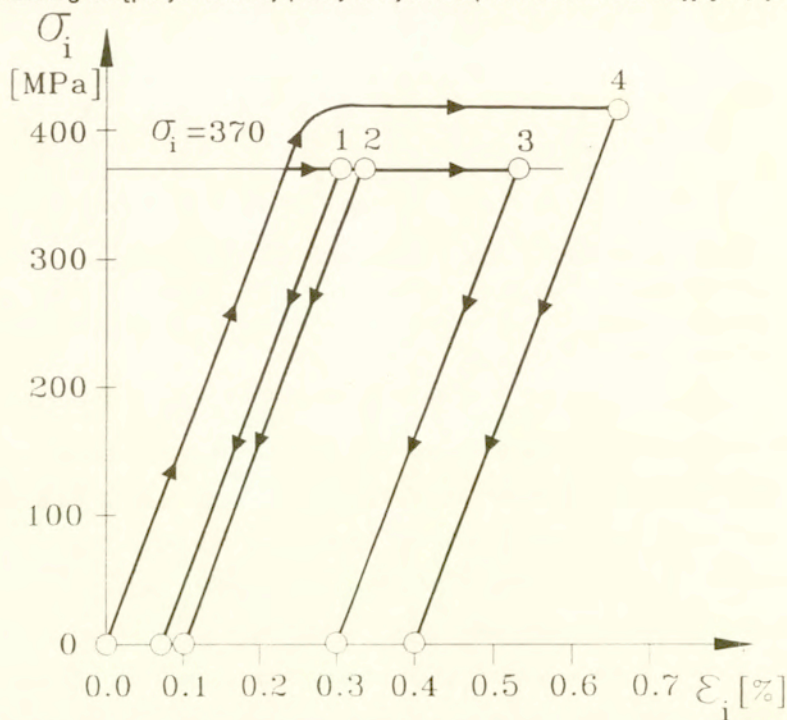


Rys.13 Punkty doświadczalne oraz określone na ich podstawie elipsy aproksymujące powierzchnie plastyczności stali 15HM po wstępnej deformacji plastycznej przy monotonicznym skręcaniu dla dwóch wartości offsetów $\epsilon_{\text{off}}=1 \times 10^{-5}$ (1) i $\epsilon_{\text{off}}=5 \times 10^{-5}$ (2).

Początek wyznaczania powierzchni miał zawsze miejsce dla kierunku pokrywającego się z kierunkiem wstępnej deformacji plastycznej, po czym kolejne nakłucia przeprowadzano w kierunkach o kącie zmieniającym się każdorazowo o 22.5° przeciwnie do ruchu wskazówek zegara, jak przykładowo pokazano na rys.5. Rys.12 i 13 zawierają powierzchnie dla dwóch wartości offsetów $\epsilon_{\text{off}}=1 \times 10^{-5}$ i $\epsilon_{\text{off}}=5 \times 10^{-5}$. Podobnie jak przy pełzaniu wstępna deformacja plastyczna przy monotonicznym obciążaniu wywołała efekt osłabienia materiału wyrażający się zmniejszeniem wymiarów powierzchni plastyczności względem powierzchni dla materiału w stanie dostawy.

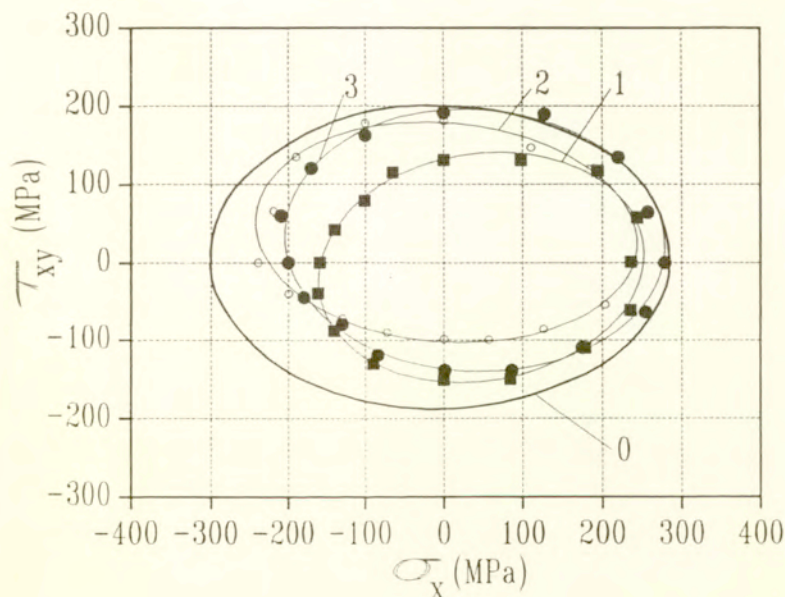
4. Dyskusja otrzymanych wyników

Z dotychczasowych rozważań wynika, że predeformacja materiału wywołana zarówno procesem pełzania jak i monotonicznym obciążaniem powoduje w rozpatrywanym zakresie odkształceń osłabienie badanej stali. Porównanie powierzchni otrzymanych po procesie pełzania jest utrudnione z uwagi na różne wielkości otrzymanej intensywności odkształcenia. W celu zobrazowania różnic w wielkości uzyskanych deformacji wykreślono uproszczony schemat ilustrujący przebieg wstępnej deformacji plastycznej w obu procesach deformacyjnych, rys.14.



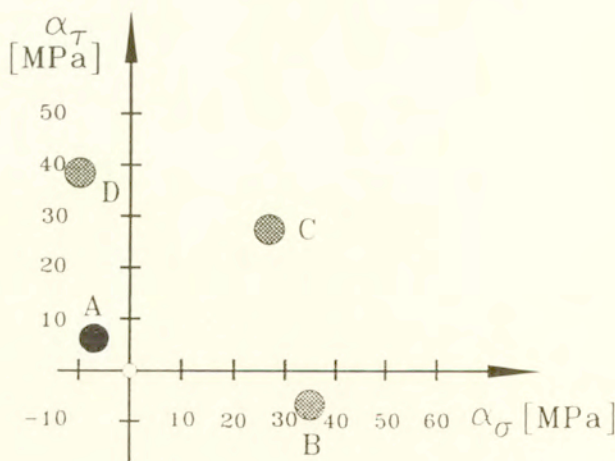
Rys.14 Diagram ilustrujący sposoby obciążania w celu uzyskania wstępnej deformacji materiału oraz przedstawiający różnice w otrzymanych jej wielkościach. Przez 1,2,3 oznaczono próby pełzania odpowiednio przy rozciąganiu, przy kombinacji rozciągania i skręcania oraz przy skręcaniu, natomiast przez 4 oznaczono przebieg odpowiadający zarówno rozciąganiu jak i skręcaniu przy monotonicznym obciążaniu.

Na rysunku tym przez 1 oznaczono próbę pełzania przy rozciąganiu, przez 2 - przy kombinacji rozciągania i skręcania, przez 3 - przy skręcaniu, natomiast przez 4 oznaczono przebieg odpowiadający zarówno rozciąganiu jak i skręcaniu przy monotonicznym obciążaniu. Pomimo różnic w wielkościach wstępnej deformacji plastycznej, jak zaznaczono na rys.14, nabytej podczas pełzania przy różnych typach stanu naprężenia i jednakowej wartości intensywności naprężenia, uzyskanej jednak w jednakowym czasie, na rys.15 porównano wyznaczone powierzchnie plastyczności z powierzchnią materiału w stanie dostawy {0} przy definicji granicy plastyczności 5×10^{-5} .



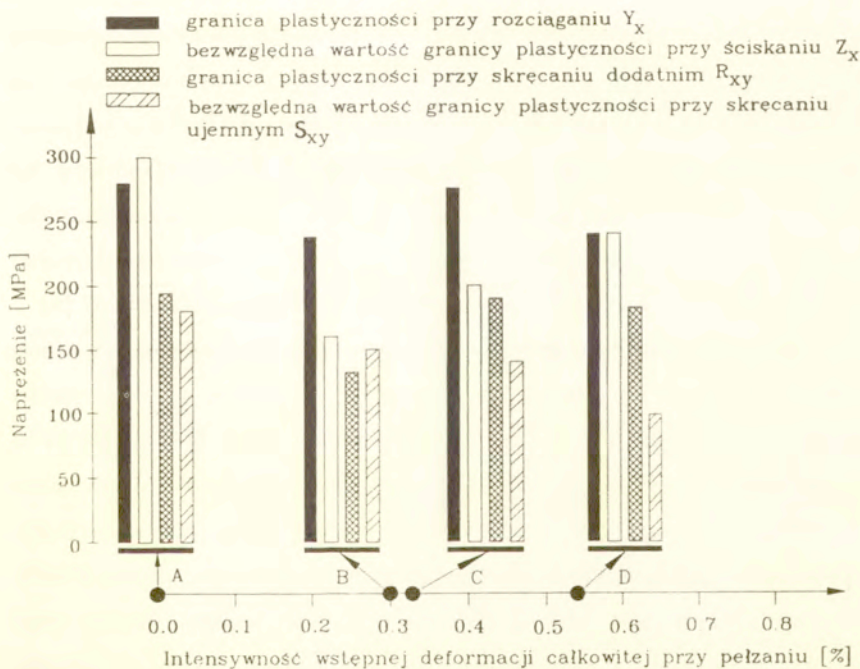
Rys.15 Porównanie początkowej powierzchni plastyczności (0) z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie w procesach pełzania prowadzonych przy: rozciąganiu (1), skręcaniu (2) oraz kombinacji rozciągania ze skręcaniem (3) dla definicji granicy plastyczności 5×10^{-5} .

Przez {1} oznaczono powierzchnię materiału zdeformowanego przy rozciąganiu, przez {2} - przy skręcaniu oraz przez {3} - przy kombinacji wspomnianych obciążeń. Wykreślone elipsy stanowią wynik aproksymacji danych eksperymentalnych pokazanych również na tym rysunku w postaci symboli. W przypadku powierzchni materiału w stanie dostawy punkty te pominięto aby zachować przejrzystość rysunku. Łatwo zauważyć, że pod wpływem wstępnej deformacji przy pełzaniu materiał uległ wyraźnemu osłabieniu wyrażającym się znacznym zmniejszeniem wymiarów powierzchni. Widać także, że uzyskane różnice w wielkości deformacji nie mają istotnego znaczenia na otrzymany efekt. Analizując położenie środków zamieszczonych elips można zauważyć wyraźne ich przesunięcie względem środka powierzchni materiału w stanie dostawy w kierunkach zgodnych z kierunkami poprzedzającego procesu deformacyjnego. Pokazano to schematycznie na rys. 16.



Rys.16 Diagram ilustrujący położenia środków powierzchni plastyczności określonych dla offsetu 5×10^{-5} przesuniętych pod wpływem deformacji materiału podczas pełzania przy: rozciąganiu (B), kombinacji rozciągania ze skręcaniem (C) oraz skręcaniu (D). Czarne kółko oznaczone symbolem A przedstawia położenie środka powierzchni plastyczności materiału w stanie dostawy.

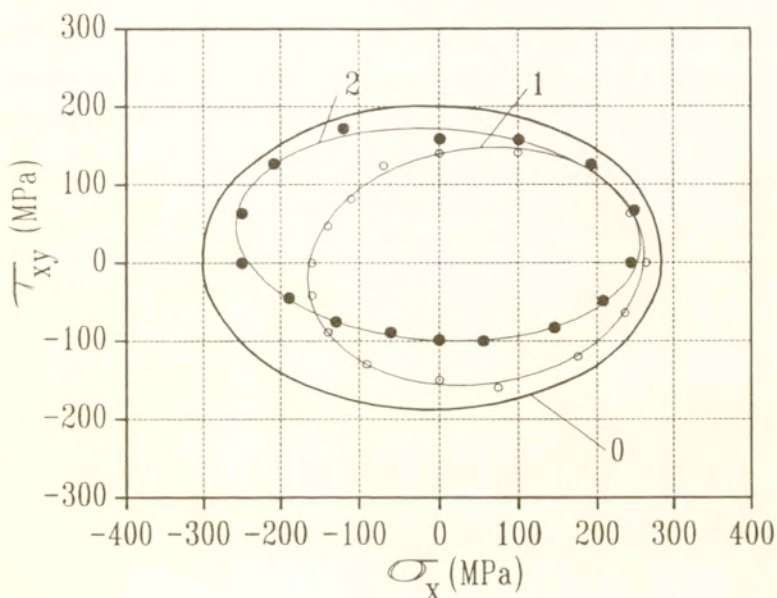
W celu dokładniejszej wizualizacji stopnia wprowadzonej anizotropii badanej stali analizie poddano zmiany jej granic plastyczności. Rezultaty ilustruje rys.17, na którym podano w formie wykresów słupkowych granice plastyczności przy: rozciąganiu (Y_x), ściskaniu (Z_x), skręcaniu w kierunku dodatnim (R_{xy}) i skręcaniu w kierunku ujemnym (S_{xy}), dla materialu w stanie dostawy (A) oraz po wstępnej deformacji uzyskanej w czasie pełzania realizowanego dla $\varphi=0^\circ$ (B), $\varphi=45^\circ$ (C) oraz $\varphi=90^\circ$ (D). Wyniki dla materialu w stanie dostawy wskazują na niewielką anizotropię własności wyrażającą się różnicami pomiędzy granicami plastyczności przy rozciąganiu i ściskaniu (~7 [%]) oraz między oboma kierunkami skręcania (~7 [%]).



Rys.17 Zestawienie wartości granic plastyczności, przy definicji 5×10^{-5} , materialu w stanie dostawy (A) i poddanego wstępnej deformacji przez pełzanie przy: rozciąganiu (B), kombinacji rozciągania ze skręcaniem (C) oraz skręcaniu (D) dla jednakowego poziomu intensywności naprężenia.

Z rysunku tego widać, jak zmieniają się wartości rozpatrywanych granic plastyczności wskutek wstępnej deformacji o różnej orientacji. Znalazł tu odzwierciedlenie wspomniany już wcześniej efekt osłabienia materiału obserwowanego zwłaszcza w kierunkach przeciwnych i zgodnych ze wstępną deformacją oraz efekt Bauschingera. W przypadku predeformacji pelzania przy jednoosiowym rozciąganiu stopień różnicy pomiędzy granicami plastyczności dla kierunków rozciągania i ściskania odniesiony do tej pierwszej wynosił ~38 [%], natomiast obie granice plastyczności dla skręcania różniły się stosunkowo nieznacznie. W przypadku predeformacji pelzania przy skręcaniu różnica pomiędzy granicami plastyczności dla kierunków skręcania dodatniego i ujemnego odniesiona do tej pierwszej wartości wynosiła ~45 [%], natomiast granice plastyczności dla rozciągania i ściskania miały jednakowe wartości. Efekt Bauschingera w przypadku wstępnej deformacji prowadzonej w złożonym stanie naprężenia widoczny był zarówno w kierunku rozciąganie-ściskanie jak i w kierunku dodatnie-ujemne skręcanie. Różnica pomiędzy granicami plastyczności przy rozciąganiu i ściskaniu wynosiła ~28 [%], natomiast przy dodatnim skręcaniu i ujemnym skręcaniu ~27 [%].

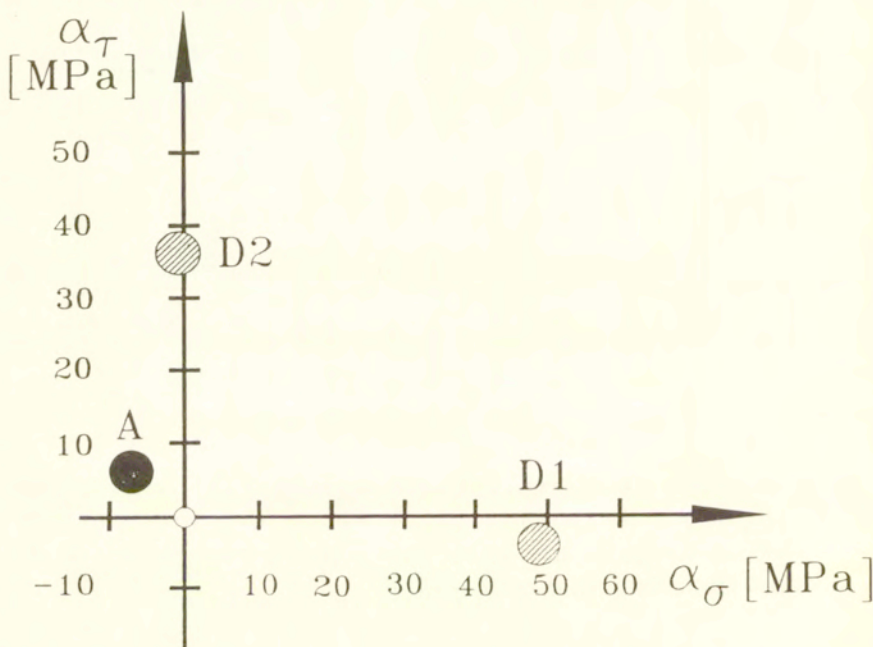
Podobne rozważania przeprowadzono dla materiału poddanego wstępnej deformacji plastycznej w procesach monotonicznego obciążania. W tym przypadku analiza była ułatwiona, ponieważ wartości predeformacji były jednakowe. Na rys.18 przedstawiono porównanie wyznaczonych powierzchni plastyczności dla materiału zdeformowanego monotonicznie przy jednoosiowym rozciąganiu i czystym skręcaniu z powierzchnią materiału w stanie dostawy dla definicji granicy plastyczności 5×10^{-5} . Podobnie jak dla stali zdeformowanej w procesach pelzania materiał uległ wyraźnemu osłabieniu i mimo pewnych różnic w wielkości wstępnej deformacji uzyskanej przy pelzaniu i w procesach monotonicznego obciążania stopień wspomnianego osłabienia w zasadzie nie odbiega od stopnia otrzymanego przy predeformacji zadanej przy stałych obciążeniach. Taki sam wniosek można wyciągnąć odnośnie pozostałych następstw spowodowanych wstępną deformacją,



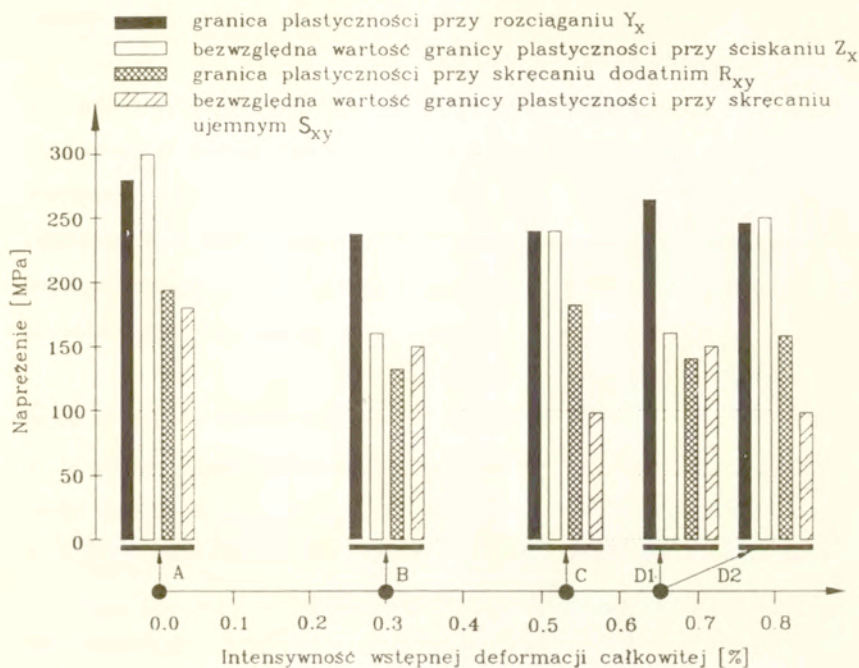
Rys.18 Porównanie początkowej powierzchni plastyczności (0) z powierzchniami otrzymanymi dla materiału zdeformowanego wstępnie w procesach monotonicznego obciążania przy: rozciąganiu (1) oraz skręcaniu (2) dla definicji granicy plastyczności 5×10^{-5} .

jak przesunięcie środka powierzchni plastyczności, rys.19, oraz wielkość efektu Bauschingera. Rys.20 stanowi potwierdzenie tych spostrzeżeń dotyczące zmian granic plastyczności. Zamieszczono na nim, obok wcześniej pokazanych rezultatów dla materiału w stanie dostawy (A) i dla materiału po pełzaniu przy rozciąganiu (B) i skręcaniu (C), wyniki otrzymane dla stali po deformacji o jednakowej wartości intensywności odkształcenia całkowitego wywołanej monotonicznym obciążaniem przy rozciąganiu (D1) i przy skręcaniu (D2). W przypadku monotonicznej predeformacji przy jednoosiowym rozciąganiu stopień różnicy pomiędzy granicami

plastyczności dla kierunków rozciągania i ściskania odniesiony do tej pierwszej wynosił ~44 [%], natomiast obie granice plastyczności dla skręcania niewiele się różniły. W przypadku monotonicznej predeformacji przy skręcaniu różnica pomiędzy granicami plastyczności dla kierunków skręcania dodatniego i ujemnego odniesiona do tej pierwszej wartości wynosiła ~37 [%], natomiast granice plastyczności dla rozciągania i ściskania miały prawie jednakowe wartości.



Rys.19 Diagram ilustrujący położenia środków powierzchni plastyczności określonych dla offsetu 5×10^{-5} przesuniętych pod wpływem deformacji materiału podczas monotonicznego obciążania przy: rozciąganiu (D1) oraz skręcaniu (D2). Czarne kółko oznaczone symbolem A przedstawia położenie środka powierzchni plastyczności materiału w stanie dostawy.



Rys.20 Zestawienie wartości granic plastyczności, przy definicji 5×10^{-5} , materiału w stanie dostawy (A) i poddanego wstępnej deformacji przez pełzanie lub monotoniczne obciążanie przy: rozciąganiu (odpowiednio B, D1) oraz skręcaniu (odpowiednio C, D2).

5. Wnioski końcowe

Zaprezentowana praca dotyczy badań doświadczalnych stali kotlewej w stanie dostawy oraz poddanej wstępnej deformacji plastycznej na drodze monotonicznego obciążania oraz w procesie pełzania. Zrealizowany program doświadczalny pozwala sformułować następujące wnioski:

1. Badana stal kotlewa w stanie dostawy wykazywała niewielką anizotropię właściwości mechanicznych przy obciążeniach monotonicznych. Stosunek wielkiej i małej osi elipsy wyznaczającej powierzchnię plastyczności był

mniejszy od stosunku wynikającego z izotropowego warunku uplastycznienia Misesa i wynosił 1.55.

2. W przypadku pełzania materiał w stanie dostawy wykazywał znacznie silniejszą anizotropię wyrażającą się w odmiennym przebiegu charakterystyk pełzania dla różnych rodzajów stanów naprężenia przy jednakowej intensywności naprężenia. W odróżnieniu od wzmocnienia obserwowanego w kierunku skręcania przy próbach z monotonicznym obciążaniem kierunek skręcania przy próbach pełzania wykazywał osłabienie w porównaniu do pozostałych rozważanych w pracy.
3. Materiał pod wpływem wstępnej deformacji plastycznej i niezależnie od jej formy (pełzanie lub monotoniczne obciążanie) doznawał osłabienia w zakresie rozpatrywanych odkształceń. Stopień osłabienia uzależniony był od kierunku predeformacji. Największe osłabienie występowało zawsze w kierunku przeciwnym do kierunku wstępnej deformacji.
4. W testowanej stali po wstępnej deformacji plastycznej, niezależnie od jej typu, obserwowano bardzo wyraźny efekt Bauschingera.

6. Podziękowania

Autor wyraża podziękowanie Komitetowi Badań Naukowych za finansowanie tej pracy, wykonanej w ramach grantu nr 3 0154 91 01.

7. Spis literatury

1. R.N. Wilson, The Influence of 3% Prestrain on the Creep Strength of Al-2.5% Cu-1.2% Mg Alloys at 150 C, Journal of the Institute of Metals, 101, 188-196, 1973.
2. R.T. Marlin, F. Cosandey, J.K. Tien, The Effect of Predeformation on the Creep and Stress Rupture of an Oxide Dispersion Strengthened Mechanical Alloy, Metallurgical Transactions A, 11A, 1771-1775, 1980.

3. M.C. Pandey, A.K. Mukherjee, D.M.R. Taplin, Prior Deformation Effects on Creep and Fracture in Inconel Alloy X-750, Metallurgical Transactions A, 15A, 1437-1441, 1984.
4. Y. Ohashi, M. Kawai, T. Momose, Effects of Prior Plasticity on Subsequent Creep of Type 316 Stainless Steel at Elevated Temperature, J. Eng. Mat. Tech., 108, 68-74, 1986.
5. Z. Xia, F. Ellyin, An Experimental Study on the Effect of Prior Plastic Straining on Creep Behavior of 304 Stainless Steel, J. Eng. Mat. Tech., 115, 200-203, 1993.
6. H. J. Tipler, R. K. 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, 3rd Int. Conf. Mech. Beh. Mat. Cambridge, 2, 321 - 329, 1979.
7. M. Waniewski, The Influence of Direction and Value of Plastic Prestrain on Steady - State Creep Rate Using the Combined Isotropic - Kinematic Hardening Rule, Eng. Trans., 32, 523 - 535, 1984.
8. D.W.A. Rees, Effects of Plastic Prestrain on the Creep Of Aluminium Under Biaxial Stress, in: Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Eds. B. Wilshire, D.R. Owen, Proc. of Int. Conf., Swansea 1981, Pineridge Press, 559-572, 1981.
9. Z. Kowalewski, Creep behavior of copper under plane stress state, Int. Journal of Plasticity, 7, 387-404, 1991.
10. Z. Kowalewski, The influence of deformation history on creep of pure copper, in: Creep in Structures, Proc. 4th IUTAM Symp., Cracow 1990, Ed. Życzkowski M., Springer-Verlag, 115-122, 1991.
11. L. Dietrich, Z.L. Kowalewski, Rozwój anizotropowych własności miedzi pod wpływem deformacji plastycznej przy pełzaniu i monotonicznym obciążaniu, Prace IPPT 23/1994.
12. W.A. Trąmpczyński, The Influence of Cold Work on the Creep of Copper Under Biaxial States of Stress, Acta Metall., 30, 1035-1041, 1982.

13. D.W.A. Rees, Effects of plastic prestrain on the creep of aluminium under biaxial stress, in: Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, eds. B. Wilshire, D.R.J. Owen, Pineridge Press, Swansea, 1981, 559-572.
14. W. Szczepiński, On the Effect of Plastic Deformation on Yield Condition, Arch. Mech, 2, 15, 275-296, 1963.
15. S.S. Hecker, Experimental Studies of Yield Phenomena in Biaxially Loaded Metals, in: Constitutive Equations in Viscoplasticity: Computational and Engineering Aspects, The Winter Annual Meeting of The American Society of Mechanical Engineers, New York City, NY, Ed. Stricklin and Saczalski, ASME, AMD, 20, 1-33, 1976.
16. R. Marjanovic, W. Szczepiński, Yield Surfaces of the M-63 Brass Prestrained by Cyclic Biaxial Loading, Arch. Mech., 26, 311-320, 1974.
17. J. Miastkowski, Yield Surface of Material Subjected to Combined Cyclic Loading, Arch. Mech., 30, 203-215, 1978.
18. H. Ishikawa, K. Sasaki, Stress-Strain Relations of SUS304 Stainless Steel After Cyclic Preloading, J. Eng. Mat. Techn., 111, 417-423, 1989.
19. H. Ishikawa, K. Sasaki, Yield Surfaces of SUS304 Under Cyclic Loading, J. Eng. Mat. Techn., 110, 364-371, 1988.
20. J. F. Williams, N. L. Svensson, Effect of Tensile Prestrain on the Yield Locus of 1100 - F Aluminium, J. Strain Anal., 5, 128 - 139, 1970.
21. Z.L. Kowalewski, M. Śliwowski, G. Socha, Wpływ różnokierunkowej deformacji cyklicznej na ewolucję powierzchni plastyczności stali 18G2A, Prace IPPT 25/1994.
22. L. Dietrich, Z.L. Kowalewski, M. Śliwowski, Zmiany parametrów anizotropii stopu aluminium pod wpływem deformacji cyklicznej, Prace IPPT (w druku), 1994.
23. J. F. Williams, N. L. Svensson, Effect of Torsional Prestrain on the Yield Locus of 1100 - F Aluminium, J. Strain Anal., 6, 263 - 272, 1971.

24. J. Miastkowski, W. Szczepiński, An Experimental Study of Yield Surfaces of Prestrained Brass, *Int. J. Solids and Structures*, 1, 189-194, 1965.
25. W. Szczepiński, L. Dietrich, J. Miastkowski, Plastic properties of metals, part one in: *Experimental Methods in Mechanics of Solids*, PWN - Elsevier, 1990.
26. D.E. Helling, A.K. Miller, M.G. Stout, An Experimental Investigation of the Yield Loci of 1100-0 Aluminum, 70:30 Brass, and an Overaged 2024 Aluminum Alloy After Various Prestrains, *J. Eng. Mat. Tech.*, 108, 313-320, 1986.
27. M.R. Winstone, G.F. Harrison, Effects of Overloads and Creep on the Yield Surface of a Nickel-Based Superalloy, in: *Techniques for Multi-Axial Creep Testing*, Ed. D.J. Gooch and I.M. How, Elsevier Applied Science, London and New York 1986.
28. H.-C. Wu, C.-C. Ho, Strain Hardening of Annealed 304 Stainless Steel by Creep, *J. Eng. Mat. Tech.*, 115, 345-350, 1993.
29. Y. Ohashi, M. Kawai, H. Shimizu, Effects of Prior Creep on Subsequent Plasticity of Type 316 Stainless Steel at Elevated Temperature, *J. Eng. Mat. Tech.*, 105, 257-263, 1983.
30. K. Ikegami, Y. Niitsu, Effect of Creep Prestrain on Subsequent Plastic Deformation, *Int. J. Plast.*, 1, 331-345, 1985.
31. K. Ikegami, An historical perspective of the experimental study of subsequent yield surfaces for metal - parts 1 & 2, *P.Soc.Mat.Sci.*, vol. 4, 1975, 491-505, and vol.24, 1975, 709-719.
32. A. Phillips, C.S. Liu, J.W. Justusson, An Experimental Investigation of Yield Surfaces at Elevated Temperatures, *Acta Mechanica*, 14, 119-146, 1972.
33. A. Phillips, W. Lu, An Experimental Investigation of Yield Surfaces of Pure Aluminum With Stress-Controlled and Strain-Controlled Paths of Loading, *J. Eng. Mat. Tech.*, 106, 349-354, 1984.
34. K. Mallick, S.K. Samanta, A. Kumar, An Experimental Study of the Evolution of Yield Loci for Anisotropic Materials Subjected to Finite Shear Deformation, *J. Eng. Mat. Tech.*, 113, 192-198, 1991.

35. A. Phillips, J.-L. Tang, M. Ricciuti, Some New Observations on Yield Surfaces, *Acta Mechanica*, 20, 23-39, 1974.
36. A. Phillips, J.-L. Tang, The Effect of Loading Path on the Yield Surface at Elevated Temperatures, *Int. J. Solids Structures*, 8, 463-474, 1972.
37. E. Shiratori, K. Ikegami, K. Kaneko, Plastic Behaviours of Initially Anisotropic Metals After Multi Prestrainings, in: *Colloques internationaux du CNRS No 295 - Comportement Mecanique Des Solides Anisotropes*, 257-272.
38. W. Szczepiński, On Deformation-induced Plastic Anisotropy of Sheet Metals, *Arch. Mech.*, 45, 1, 3-38, 1993.
39. B.F. Dyson, M.J. Rodgers, Prestrain, cavitation and creep ductility, *Metal Sci.*, 8, 261, 1974.
40. B.F. Dyson, M.S. Loveday, M.J. Rodgers, Grain boundary cavitation under various states of applied stress, *Proc.R.Soc.Lond. A*, 349, 245, 1976.
41. R. Hill, A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals, *Proc.R.Soc., London, Ser. A*, 193, 281-297, 1948.
42. T. C. Hsu, Definition of the Yield Point in Plasticity and Its Effect on the Shape of the Yield Locus. *J. Strain Anal.*, 1, 331 - 338, 1966.
43. R.V. Mises, Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen, *Zeitsch. Angew. Math. Mech.*, 8, 3, 161-185, 1928.
44. L. Dietrich, R. Kiryk, G. Socha, M. Śliwowski, Identyfikacja plastycznej anizotropii stopu aluminium, *Prace IPPT (w druku)*, 1994.
45. T. Ota, A. Shindo, H. Fukuoka, A Consideration on Anisotropic Yield Criterion, *Proc.9th Japan Nat. Cong. for Appl. Mech.*, 1959.