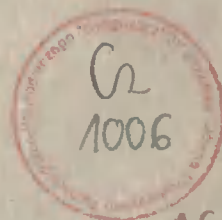


AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W BYDGOSZCZY

MECHANIKA 21

ZESZYTY NAUKOWE 74



BYDGOSZCZ - 1979



AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W BYDGOSZCZY

MECHANIKA 21

ZESZYTY NAUKOWE 74

Co
1056
C

BYDGOSZCZ - 1979

REDAKTOR NACZELNY
doc. dr hab. Juliusz Skonieczny

REDAKTOR NAUKOWY
dr inż. Józef Szala

OPRACOWANIE REDAKCYJNE
mgr Grażyna Winiarska

Wydano za zgodą Rektora
Akademii Techniczno-Rolniczej
w Bydgoszczy

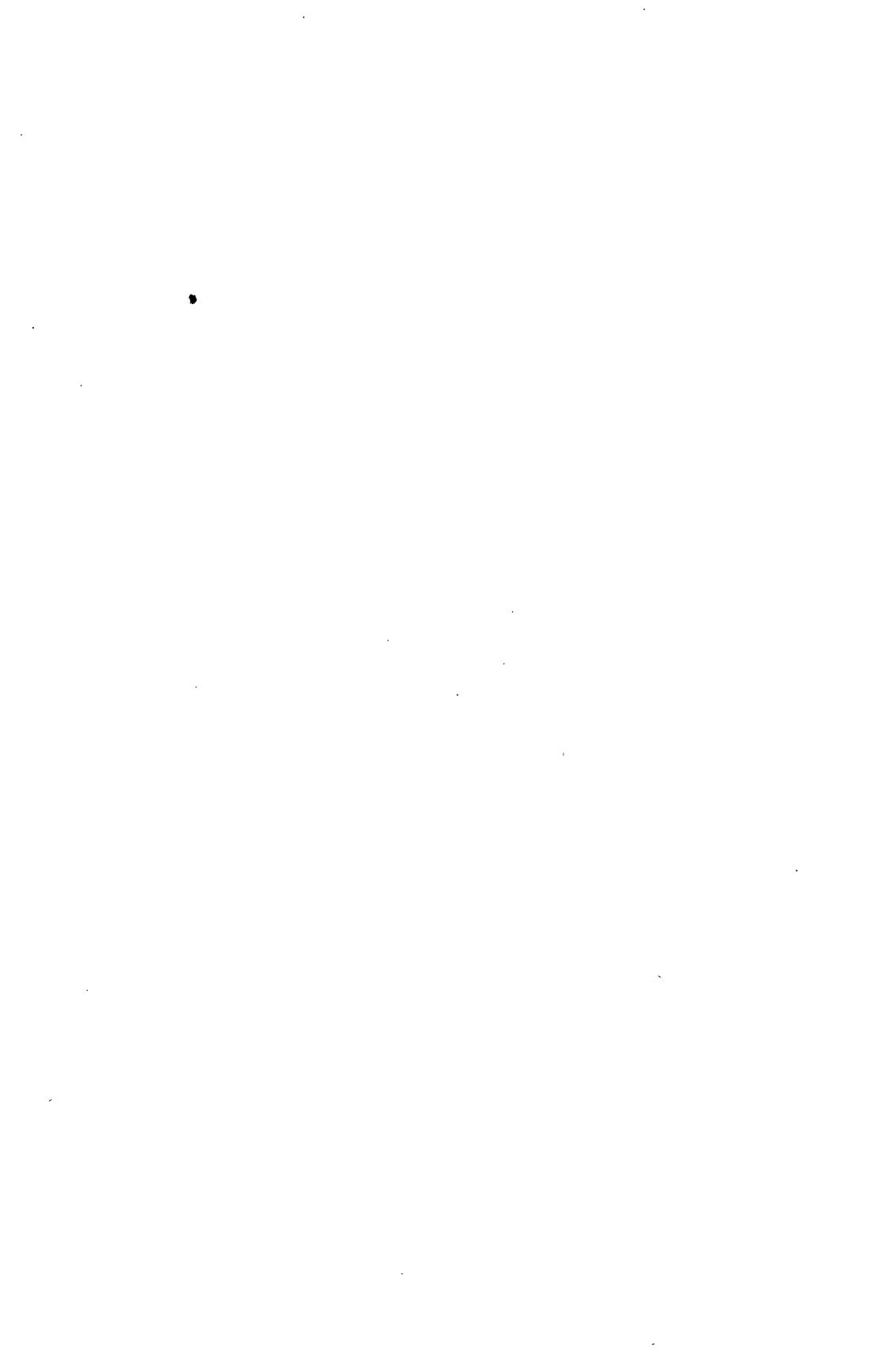


WYDAWNICTWO UCZELNIANE AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ
W BYDGOSZCZY

Wyd. I. Nakład 100+50. Ark. wyd. 8,5. Ark. druk. 11,5. Papier druk. sat. kl. V, 70 g, 70 × 100.
Oddano do druku 3.X.1979 r. Druk ukończono w listopadzie 1979 r. Zam. 1143/79. Cena 30 zł. TR-8
WSiP Zakłady Graficzne w Bydgoszczy

SPIS TREŚCI

1. Wojciech Beszczyński, Bogdan Zastempowski: Optymalizacja wymiarów geometrycznych korpusów przyrządów trójpunktowych	5
2. Maria Knopik, Witold Łoś: Metody wyznaczania trajektorii punktu styku przedniego koła pojazdu jednośladowego z jezdnią	19
3. Tadeusz Leppert: Badania dogniatania tocznego na jednowrzecionowym automacie rewolwerowym	37
4. Henryk Oleszycki, Jan Sadowski: Wpływ sposobu nagrzewania i chłodzenia oraz czasu wygrzewania na ilość cementytu wtórnego w niestopowym żeliwie sferoidalnym	49
5. Henryk Oleszycki, Tadeusz Szykowny: Wpływ niektórych warunków obróbki cieplnej na stopień nasycenia węglem austenitu niestopowego żeliwa sferoidalnego	77
6. Stanisław Smarzyński: Metodyka badań nad działaniem strumieni plazmowych w łuku spawalniczym...	97
7. Stanisław Smarzyński: Przenoszenie materiału w łuku spawalniczym w świetle literatury światowej..	111
8. Józef Szala, Janusz Sempruch: Wpływ wybranych parametrów programowanych obciążeń na trwałość zmęczenia	133
9. Andrzej Topoliński, Edward Walicki: Uwagi do numerycznych obliczeń zginanych płyt	155
10. Anna Walicka, Władysław Chruściel: Kanał wodny do przepływów stratyfikacyjnych /rozwarstwionych/.	173

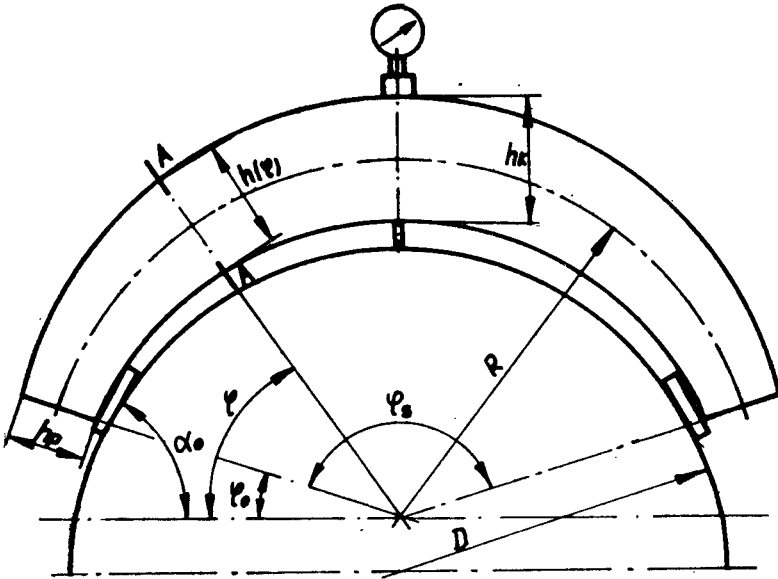


Wojciech Beszczyński
Bogdan Zastempowski

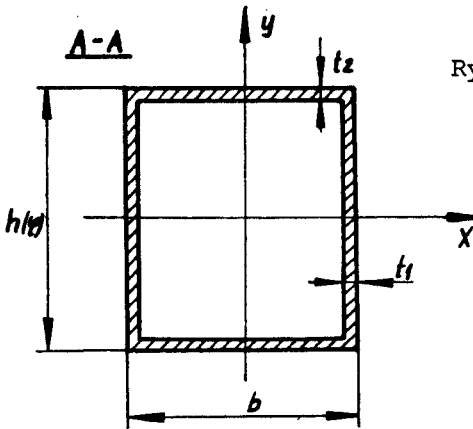
OPTIMALIZACJA WYMIARÓW GEOMETRYCZNYCH KORPUSÓW PRYZRZĄDÓW TRÓJPUNKTOWYCH

W artykule przedstawiono sposób obliczania odkształceń sprężystych skrzynkowych korpusów przyrządów trójpunktowych oraz metodę doboru optymalnego stosunku niektórych wymiarów korpusu, pozwalającą na minimalizację błędów pomiaru.

W pomiarach wałków o dużych średnicach /powyżej 500 mm/ stosowane są przyrządy trójpunktowe, umożliwiające pomiar metodą pośrednią [1]. Ich główną zaletą w stosunku do przyrządów mikrometrycznych są mniejsze gabaryty i masa, co umożliwia operowanie nimi przez jednego człowieka. Głównym wymaganiem, stawianym korpusom takich przyrządów, jest duża sztywność przy możliwie małej masie. Jednym z wariantów rozwiązania konstrukcyjnego tego problemu jest korpus skrzynkowy (rys.1). Dolna i górna ścianka korpusu są ukształtowane według spirali Archimedesesa, tak więc wysokość korpusu /w przekroju promieniowym/ zmienia się liniowo od wartości h_p na jego końcach do h_k w środku. Takie ukształtowanie korpusu ułatwia jego wykonanie / spirale Archimedesesa można aproksymować łukami okręgów o różnych promieniach/ oraz jest wygodne ze względu na realizację obliczeń optymalizacyjnych. Szerokość korpusu jest stała. Przyrząd opiera się na mierzonym wale dwiema płytkami o -



Rys 1



Rys.1. Konstrukcja korpusu przyrządu trójstykowego

porowymi, nachylonymi pod kątem α_0 /wartość tego kąta jest istotna dla przełożenia przyrządu pomiarowego/. Wartość średnicy mierzonego przedmiotu wskazuje czujnik, umieszczony pośrodku.

W czasie pomiaru korpus przyrządu odkształca się pod wpływem własnego ciężaru oraz sił reakcji, skierowanych prostopadle do powierzchni mierzonego wałka. Wartości odkształceń korpusu /ugięcia w miejscu mocowania czujnika,

przemieszczenia płytek oporowych oraz ich obrotu/ są bardzo istotne dla wartości błędów pomiaru, a ich znajomość pozwala na wprowadzenie odpowiednich poprawek przy regulacji przyrządu.

Oznaczmy przez h_s średnią wysokość korpusu

$$h_s = h(\varphi) \Big|_{\varphi = \frac{\varphi_0 + \frac{\pi}{2}}{2}} \quad (1)$$

Przy stałej wartości h_s /oraz szerokości korpusu b , grubości ścianek t_1 i t_2 i kąta φ_0 / masa korpusu będzie stała niezależnie od stosunku wysokości korpusu na jego końcach i w środku.

Oznaczmy ten stosunek przez "e":

$$e = \frac{h_p}{h_s} \quad (2)$$

Bieżąca wysokość korpusu h/φ jest liniową funkcją kąta φ / wynika to z wygięcia ścianek korpusu - górnej i dolnej - według spirali Archimedesas/. Uwzględniając ten fakt oraz wzory (1), (2) możemy napisać, że:

$$h_p = h_s \frac{2e}{1+e} \quad ; \quad h_k = h_s \frac{2}{1+e} \quad (3)$$

oraz

$$h(\varphi) = \frac{h_k - h_p}{\frac{\pi}{2} - \varphi_0} \cdot \varphi - \frac{h_k - h_p}{\frac{\pi}{2} - \varphi_0} \cdot \varphi_0 + h_p \quad (4)$$

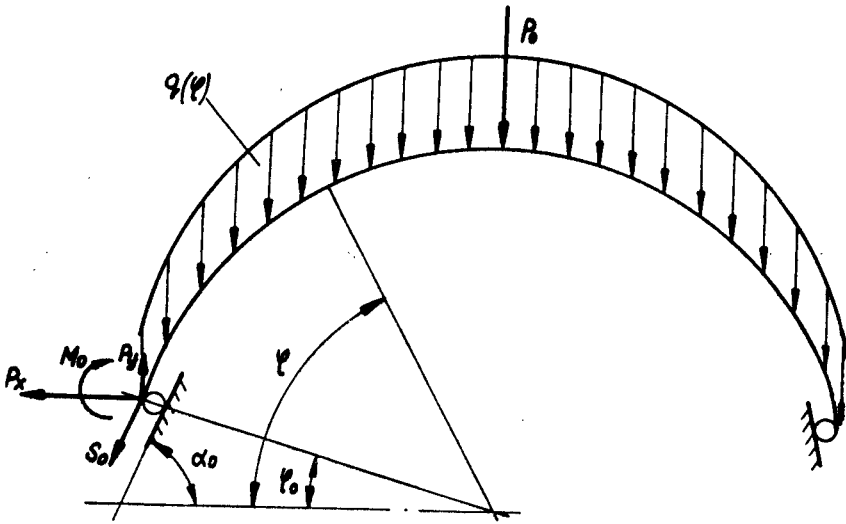
Podstawiając wzory (3) we wzór (4) otrzymamy

$$h(\varphi) = h_s \frac{1}{1+e} \left[2e + \frac{2(1-e)}{\frac{\pi}{2} - \varphi_0} (\varphi - \varphi_0) \right] \quad (5)$$

Można przypuszczać, że istnieje taka wartość parametru "e", przy której odkształcenia korpusu są mniejsze przy niezmiennych pozostałych wymiarach geometrycznych. Optymalną wartość stosunku wysokości "e" można określić obliczając ekstremum funkcji wyrażającej związek między od-

kształceniami korpusu i parametrem "e".

Odształcenia korpusu można obliczyć na podstawie twierdzenia Cestigliano [3].



Rys.2. Rozkład obciążeń korpusu

Rozkład sił działających na korpus przedstawiono na rys.2.

Na korpus działa siła ciężaru $q(\varphi)$ oraz reakcje podłoża P /przedstawione na rysunku składowymi P_x i P_y /. Siły P_0, S_0 oraz moment M_0 są obciążeniami fikcyjnymi.

Energia całkowita korpusu wyraża się wzorem [3]

$$U = \frac{2R}{E} \int_{\varphi_0}^{\pi} \left(\frac{N(\varphi)^2}{2A(\varphi)} + \frac{M(\varphi)^2}{2R^2 A(\varphi)} + \frac{M(\varphi)^2}{2 \cdot J_x(\varphi)} + \frac{N(\varphi) M(\varphi)}{A(\varphi) \cdot R} \right) d\varphi \quad (6)$$

Poszczególne elementy wzoru (6) przedstawiają się następująco:

$M(\varphi)$ - moment gnący w przekroju

$$M(\varphi) = \left[(P_y - S_0 \sin \alpha_0) \cos \frac{\pi - \varphi - \varphi_0}{2} + (P_x + S_0 \cos \alpha_0) \cdot \sin \frac{\pi - \varphi - \varphi_0}{2} \right] \cdot 2 R \sin \frac{\varphi - \varphi_0}{2} M_q(\varphi) + M_0$$

gdzie:

$$P_y = \frac{1}{2} P_0 + R \gamma \int_0^{\alpha} A(\varphi) d\varphi + S_0 \cdot \sin \alpha_0$$

γ - ciężar właściwy materiału korpusu

$$A(\varphi) = 2 \left[h(\varphi) \cdot t_1 + (b - 2 t_1) \cdot t_2 \right]$$

$$P_x = P_y \cdot \operatorname{tg} \alpha_0$$

$M_Q(\varphi)$ - moment gnący w przekroju φ , wywołany ciężarem korpusu

$$M_Q(\varphi) = 2 R^2 \gamma \int_0^{\varphi} A(\psi) \cdot \sin \frac{\varphi - \psi}{2} \cos \frac{\pi - \varphi - \psi}{2} d\psi$$

$$A(\psi) = A(\varphi) \Big|_{\varphi = \psi}$$

$N(\varphi)$ - siła wzdłużna w przekroju φ

$$N(\varphi) = (P_x + S_0 \cos \alpha_0) \cdot \sin \varphi - \left[(P_y - S_0 \sin \alpha_0 - R \gamma \int_0^{\varphi} A(\psi) \cos \varphi \cdot d\psi) \right]$$

$I_x(\varphi)$ - osiowy moment bezwładności w przekroju φ [3]

$$I_x(\varphi) = \int_A \frac{R \cdot y^2}{R + y} dA$$

E - moduł Younga

R - promień krzywizny korpusu

Odształcenia korpusu w punktach przyłożenia obciążeń fikcyjnych P_0 , S_0 i M_0 dane są następującymi równaniami:

- ugięcie środka korpusu f_p

$$f_p = \frac{\partial U}{\partial P_0} \Big|_{P_0, S_0, M_0 = 0}$$

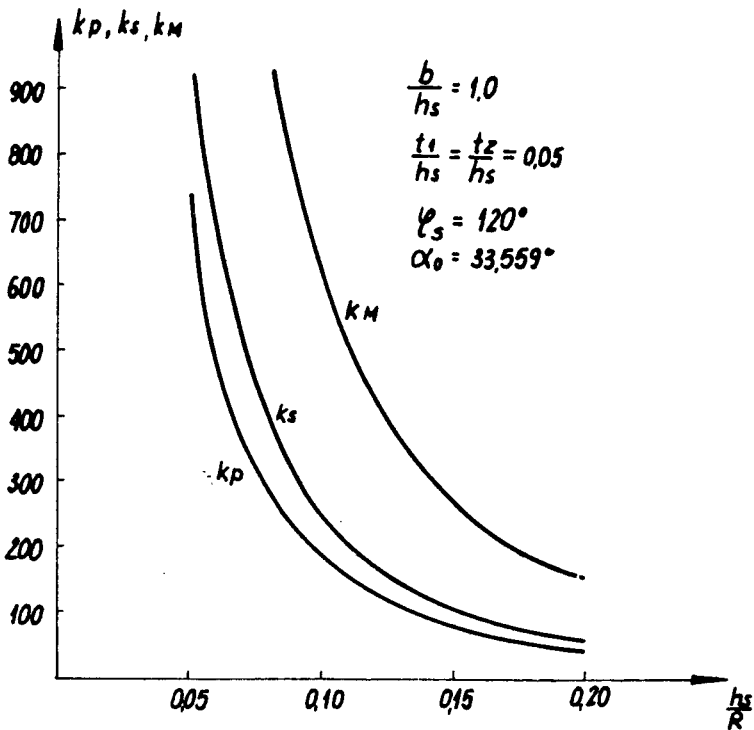
- przesunięcie końców korpusu f_s

$$f_s = \frac{1}{2} \frac{\partial U}{\partial S_0} \Big|_{P_0, S_0, M_0 = 0}$$

- obrót końców korpusu δ_M

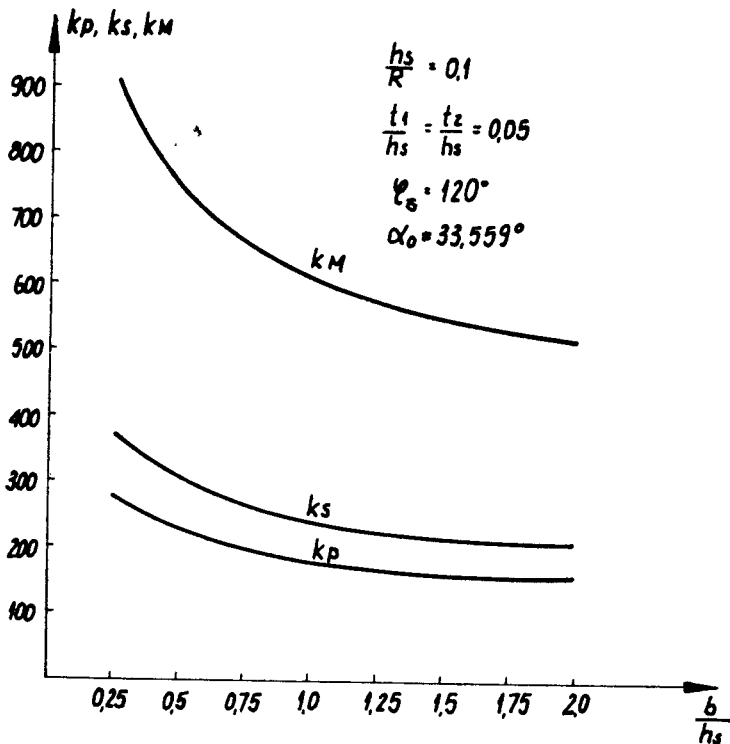
$$\delta_M = \frac{1}{2} \cdot \frac{\partial U}{\partial M_0} \Big|_{P_0, S_0, M_0 = 0}$$

Powyższe równania zostały rozwiązane metodami numerycznymi na EMC Odra 1204. Pozwoliło to na określenie wpływu poszczególnych wymiarów geometrycznych korpusu na wartości jego odkształceń. Wyniki obliczeń przedstawione zostały w postaci wykresów na rys. 3-8.



Rys.3. Wpływ średniej wysokości korpusu na odkształcenia sprężyste.

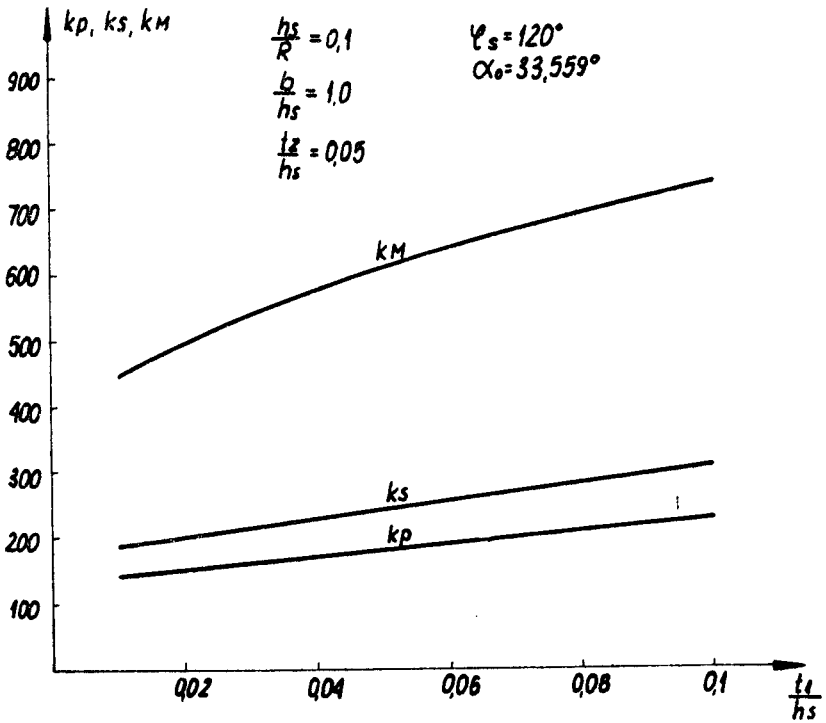
Rys.3 obrazuje wpływ średniej wysokości korpusu h_s na wartości odkształceń. Wysokość korpusu przedstawiona jest w postaci bezwymiarowego stosunku $\frac{h_s}{R}$, gdzie R - promień średni korpusu. Z wykresu wynika, że dla osiągnięcia małych odkształceń wartość tego stosunku powinna wynosić 0,15 - 0,20.



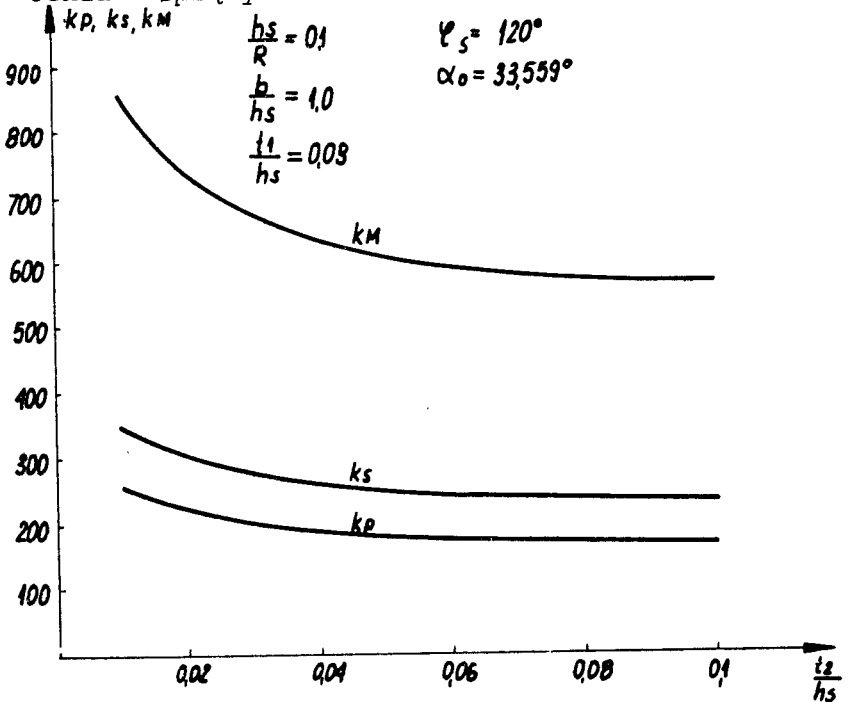
Rys.4. Wpływ szerokości korpusu na odkształcenia sprężyste

Wykresy na rys. 4-6 określają wpływ szerokości i grubości ścianek korpusu na jego odkształcenie /przedstawionych w postaci bezwymiarowej w stosunku do średniej wysokości korpusu/. Najistotniejszy wpływ na odkształcenia wywiera szerokość korpusu.

Zwiększenie grubości t_1 ścianek pionowych korpusu powoduje nieznaczny wzrost odkształceń, natomiast zwiększenie

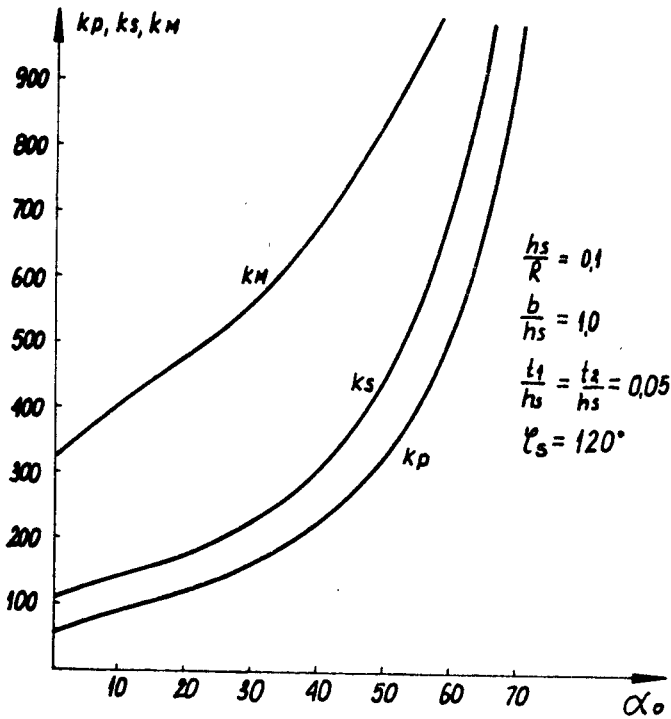


Rys.5. Wpływ grubości pionowych ścianek korpusu na odkształcenia sprężyste



Rys.6. Wpływ grubości poziomych ścianek korpusu na odkształcenia sprężyste

grubości t_2 ścianek poziomych korpusu powoduje nieznaczne zmniejszenie odkształceń.



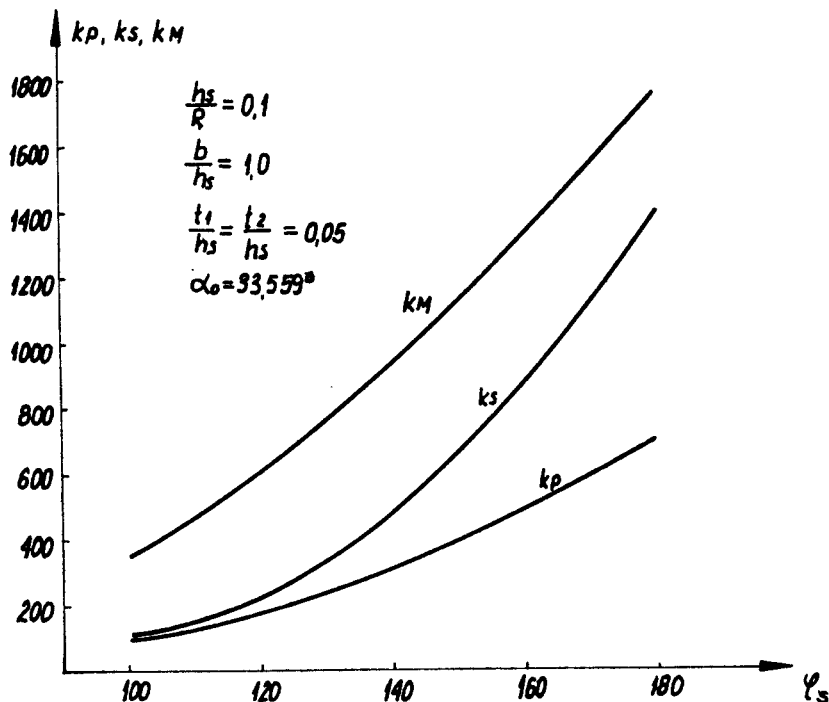
Rys.7. Wpływ kąta α_0 na odkształcenia sprężyste

Na rys.7 uwidoczniiony jest gwałtowny wzrost odkształceń przy zwiększaniu kąta α_0 / wartość tego kąta jest zwi-

ązana z przełożeniem przyrządu pomiarowego równaniem $p = \frac{1 - \cos \alpha_0}{2 \cos \alpha_0}$

[1] /, co istotnie ogranicza możliwość stosowania wię -
kszych przełożeń w przyrządzie.

Rys.8 przedstawia wpływ kąta opasania korpusu φ_s na od-
kształcenie. Wpływ odkształceń sprężystych na błąd pomi-
aru średnic przedstawiony został w pracy Beszczyńskiego [2].



Rys.8. Wpływ kąta φ_s na odkształcenia sprężyste

Wartość tego błędu można określić z równania

$$\delta_D = \frac{\sin \alpha_0}{2 \cos \alpha_0 (1 - \cos \alpha_0)} \cdot \Delta D \cdot f_M + \frac{1 - \cos \alpha_0}{2 \cos \alpha_0} \cdot (f_p + f_s \cdot \sin \alpha_0) \quad (7)$$

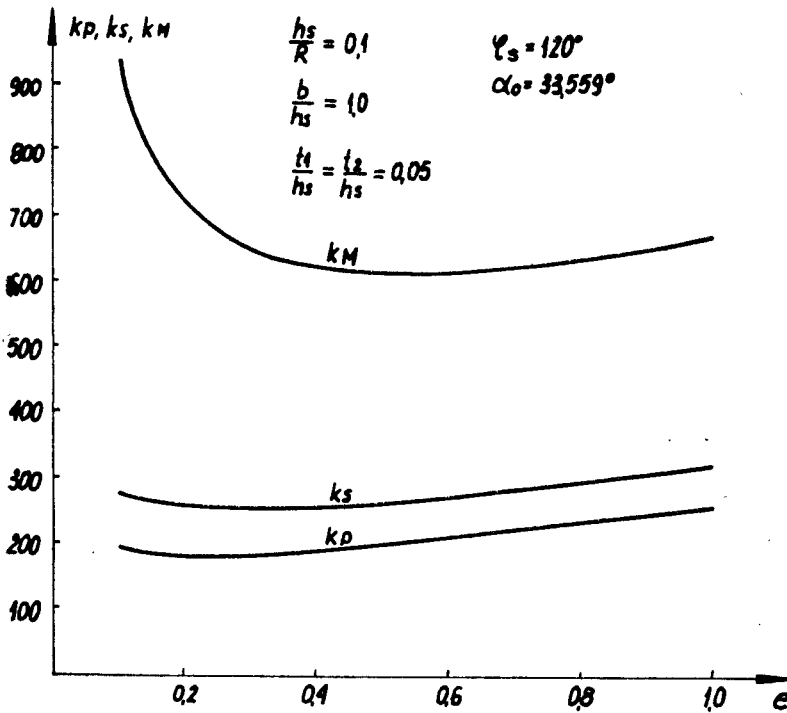
gdzie:

δ_D - błąd pomiaru średnicy spowodowany odkształceniem sprężystym korpusu

ΔD - odchyłka mierzonej średnicy od nastawionej wartości nominalnej

Pierwszy człon równania (7) określa wpływ obrotu końców korpusu na błąd pomiaru / obrót ten powoduje zmianę wartości przełożenia przyrządu/.

Drugi człon równania określa wpływ ugięć korpusu w środku i na końcach na błąd pomiaru.



Rys.9. Wpływ stosunku wysokości przekrojów korpusu na odkształcenia sprężyste

Rys.9 przedstawia wpływ stosunku wysokości skrajnego i środkowego przekroju korpusu na wartość odkształceń. Występuje wyraźne minimum dla odkształceń liniowych przy $e = 0,22$ i katowych przy $e = 0,46$, co potwierdza przyjętą na wstępie artykułu hipotezę.

Rzeczywiste wartości odkształceń można obliczyć po podstawieniu współczynników k_p, k_s, k_M do poniższych równań

$$f_p = k_p \frac{R^2 \cdot \delta}{E}$$

$$f_s = \frac{1}{2} k_s \frac{R^2 \cdot \delta}{E}$$

$$f_M = \frac{1}{2} k_M \frac{R \cdot \delta}{E}$$

Wnioski

Zastosowanie opisanej w artykule metodyki obliczeń daje możliwość zminimalizowania wartości błędów pomiaru spowodowanych odkształceniami sprężystymi korpusu przy - rzędu.

Przytoczone wyniki obliczeń odkształceń sprężystych korpusu skrzynkowego pozwalają na wprowadzenie odpowiednich poprawek do wartości kąta α_0 , przy regulowaniu przyrządu do pomiaru dużych średnic metodą trójstykową.

LITERATURA

1. Beszczyński W.: Pomiaru dużych średnic metodami pośrednimi, Zeszyty naukowe BTN.Mechanika, nr 13, 1979
2. Beszczyński W.: Rozrabotka i issledovanie priborov dla izmerenija bolšich diametrov po elementam kruga. Kandidatskaja dissertacija, Leningradzki Instytut Mechaniki Precyzyjnej i Optyki, Leningrad 1975
3. Jakubowicz A., Orłoś Z.: Wytrzymałość materiałów, WNT Warszawa 1966

**ОПТИМАЛИЗАЦИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ РАЗМЕРОВ КОРПУСОВ ПРИБОРОВ
ТРЕХПУНКТИРОВАННЫХ****Резюме**

В статье представлен способ подсчета упругих коробчатых деформаций корпусов трехпунктированных приборов, а также метод подбора оптимального соотношения некоторых размеров корпуса, дающий минимальное количество ошибок в измерении.

**THE OPTIMIZATION OF GEOMETRIC DIMENSIONS OF BODIES OF
THREE-MEMBERED DEVICES****Summary**

The article presents the way of computing the classic deformation of bodies of three-membered devices as well as a method of optimal selection of the ratio of some dimensions of a body which cause the decrease in measurement errors.

Maria Knopik
Witold Łoś

METODY WYZNACZANIA TRAJEKTORII PUNKTU
STYKU PRZEDNIEGO KOŁA POJAZDU JEDNOŚLADOWEGO
Z JEZDNIĄ

W artykule omówiono wykreślną oraz analityczną metodę wyznaczania trajektorii punktu styku przedniego koła pojazdu jednośladowego z jezdnią

1. Wykreślna metoda wyznaczania trajektorii

Punkt styku przedniego koła pojazdu jednośladowego z jezdnią w trakcie obrotu kierownicy /przy unieruchomionym rowerze/ porusza się po trajektorii, której kształt wyznaczyć można wykreślnie lub analitycznie [2, 3].

Metodą wykreślną wyznaczono trajektorie przy następujących założeniach

- koło przednie posiada postać nieskończenie cienkiej tarczy kołowej o promieniu R /pominięto wpływ rzeczywistego kształtu ogumienia/,
- wartość kąta obrotu kierownicy ξ zmienia się w zakresie

$$\xi \in \left(+ \frac{\pi}{2} ; - \frac{\pi}{2} \right),$$

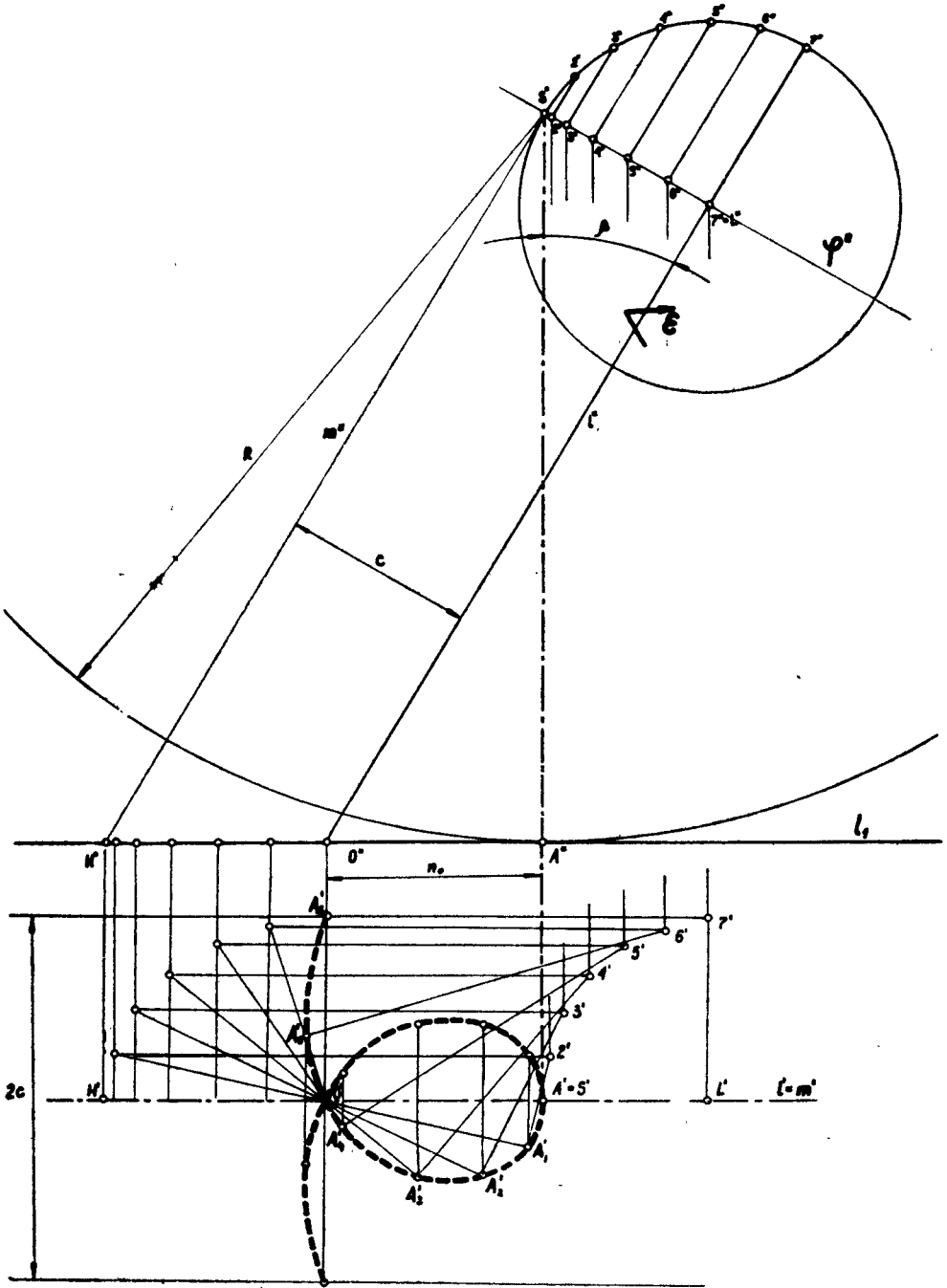
- płaszczyzna koła odwzorowana jest dwoma prostymi równoległymi l i m , gdzie l jest osią obrotu układu kierowniczego, a m prostą przechodzącą przez środek koła,

- środek przedniego koła obraca się dookoła nieruchomej prostej l w płaszczyźnie do niej prostopadłej,
- w stanie początkowym, gdy $\xi = 0$ koła przednie i tylne leżą w tej samej płaszczyźnie prostopadłej do jezdni,
- wyprzedzenie n_0 wyznaczone jest odcinkiem \overline{AO} , gdzie:
 - A - punkt styku przedniego koła z jezdnią
 - O - punkt przebicia jezdni osią obrotu l .

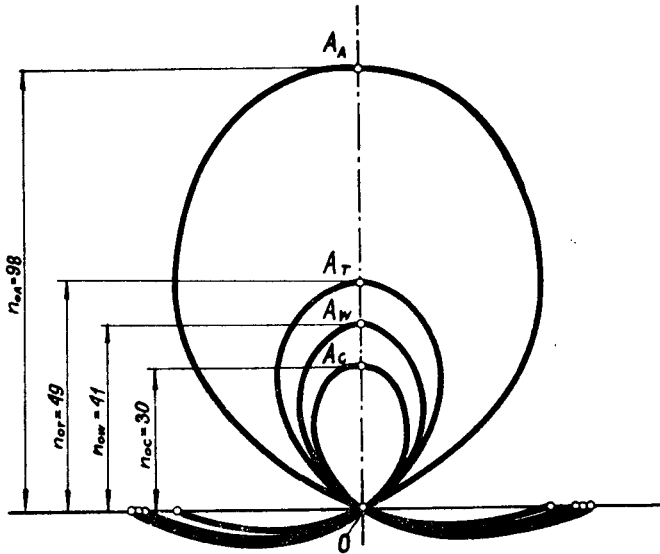
Wykreślna metoda wyznaczania trajektorii przedstawiona jest na rys.1. Realizacja metody wymaga przeprowadzenia następujących geometrycznych konstrukcji pomocniczych:

- przeprowadzenia przez środek S przedniego koła płaszczyzny obrotu Ψ prostopadłej do osi kierownicy l ,
- wyznaczenia punktu przebicia L płaszczyzny Ψ osią kierownicy l ,
- odwzorowania płaszczyzny przedniego koła przy pomocy dwóch prostych równoległych poprzez poprowadzenie prostej $m \parallel l$,
- wyznaczenia kolejnych położenia środka koła, dokonując kładu miejscowego płaszczyzny Ψ w zakresie zmian kąta obrotu ξ ,
- wyznaczenia kolejnych położenia prostej m ,
- wyznaczenia krawędzi przecięcia płaszczyzny koła z płaszczyzną jezdni, poprzez wyznaczenie punktów O i H przebicia jezdni prostymi l i m ,
- wyznaczenia kolejnych krawędzi przecięcia płaszczyzny koła z płaszczyzną jezdni dla różnych wychyleń układu kierowniczego w przedziale zmian kąta ξ ,
- wyznaczenia prostych przechodzących przez środek koła i prostopadłych do krawędzi przecięcia płaszczyzny koła z płaszczyzną jezdni dla kolejnych położenia układu kierowniczego.

Punkty oznaczone na rys.1 literami $A', A_1', A_2', A_3' \dots$ wyznaczają trajektorie punktu styku koła z jezdnią.



Rys.1. Trajektoria punktu styku koła z jezdnią wyznaczona metodą wykreślną



Rys.2. Trajektorie punktu styku koła z jezdnią rowerów Albatres / A_A /, Traper / A_T /, Wigry / A_W / i Czajka / A_C /

Przykładowo na rys.2 przedstawione są trajektorie badanych typów rowerów wyznaczone metodą wykreślną. Jak wynika z rys.2 badane rowery charakteryzują się różnymi trajektoriami.

2. Analityczne równanie trajektorii

Pojazd umiejscowiono w układzie współrzędnych X, Y, Z przedstawiony na rys.3:

gdzie:

$S(0, -C, z_s)$ - punkt pokrywający się z środkiem koła roweru, podczas, gdy kąt obrotu kierownicy $\varepsilon = 0$,

l_1 - prosta powstała w wyniku przecięcia płaszczyzny $X = 0$ i płaszczyzny jezdni,

A - punkt styczności koła z jezdnią, gdy $\varepsilon = 0$,

$S'(x', y', z')$ - punkt, w który przejdzie punkt S przy obrocie kierownicy o kąt ε ,

$$NO = \frac{NA}{\cos \beta} = \frac{R \sin \beta - c}{\sin \beta \cos \beta} \quad (5)$$

$$Z_s = \frac{c}{\operatorname{tg} \beta} + \frac{R \sin \beta - c}{\sin \beta \cos \beta} \quad (6)$$

czyli

$$Z_s = \frac{R - c \sin \beta}{\cos \beta} \quad (7)$$

2.2. Wyznaczanie równania płaszczyzny jezdni

Wyznaczamy wektor kierunkowy \vec{u} płaszczyzny jezdni.

Wiadomo, że

$$\vec{OA} = [0, n_0 \cos \beta, n_0 \sin \beta] \quad (8)$$

oraz, że

$$\vec{u} = [1, 0, 0] \times [0, n_0 \cos \beta, n_0 \sin \beta] \quad (9)$$

czyli

$$u = \begin{vmatrix} \vec{i} & \vec{j} & \vec{k} \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & n_0 \cos \beta & n_0 \sin \beta \end{vmatrix} = 0\vec{i} + n_0 \sin \beta \vec{j} - n_0 \cos \beta \vec{k} \quad (10)$$

Płaszczyzna jezdni zawiera punkt 0 (0, 0, 0), wobec czego jej równanie ma postać:

$$\begin{aligned} (x - 0) 0 + (y - 0) n_0 \sin \beta - \\ - (z - 0) n_0 \cos \beta = 0 \end{aligned} \quad (11)$$

Po prostych przekształceniach otrzymujemy:

$$Y \sin \beta - Z \cos \beta = 0 \quad (12)$$

2.3. Wyznaczenie współrzędnych (x', y', z') punktu S'

Należy rozpatrywać obrót układu X,Y,Z względem osi OZ, stąd

$$x = x' \cos \varepsilon + y' \sin \varepsilon$$

$$\begin{aligned} y &= -x' \sin \xi + y' \cos \xi \\ z &= z' \end{aligned} \quad (13)$$

Interesujące nas współrzędne (x', y', z') wyrażają się wzorami

$$\begin{aligned} x' &= x \cos \xi - y \sin \xi \\ y' &= x \sin \xi + y \cos \xi \\ z' &= z \end{aligned} \quad (14)$$

Pamiętając, że

$$\begin{aligned} x_s &= 0 \\ y_s &= -c \\ z_s &= \frac{R - s \sin \beta}{\cos \beta} \end{aligned} \quad (15)$$

Otrzymamy

$$\begin{aligned} x_s' &= c \sin \xi \\ y_s' &= -c \cos \xi \\ z_s' &= \frac{R - c \sin \beta}{\cos \beta} \end{aligned} \quad (16)$$

Równanie płaszczyzny zawierającej punkt S' i oś OZ
Wiadomo, że

$$\begin{aligned} \overline{OL} &= [0, 0, (R - c \sin \beta) / \cos \beta]; \\ \overline{OS'} &= [c \sin \xi; -c \cos \xi; \end{aligned} \quad (17)$$

$$[(R - c \sin \beta) / \cos \beta]. \quad (18)$$

Wektor kierunkowy płaszczyzny SOZ jest równy

$$\vec{u} = \overline{OL} \times \overline{OS'}, \quad (19)$$

czyli

$$\vec{u} = \begin{vmatrix} \vec{i} & \vec{j} & \vec{k} \\ 0 & 0 & \frac{R - c \sin \beta}{\cos \beta} \\ c \sin \xi & -c \cos \xi & \frac{R - c \sin \beta}{\cos \beta} \end{vmatrix} \quad (20)$$

stąd

$$\vec{u} = c \frac{\cos \xi}{\cos \beta} (R - c \sin \beta) \vec{i} + c \frac{\sin \xi}{\cos \beta} (R - c \sin \beta) \vec{j} + 0 \vec{k}. \quad (21)$$

Płaszczyzna jezdni zawiera punkt $0(0,0,0)$, zatem równanie płaszczyzny $S'OZ$ ma postać

$$\frac{\cos \xi}{\cos \beta} (R - c \sin \beta) \cdot (X - 0) + \frac{\sin \xi}{\cos \beta} (R - c \sin \beta) (Y - 0) + 0 (Z - 0) = 0 \quad (22)$$

Dla

$$R > c \sin \beta, \quad (23)$$

równanie płaszczyzny $S'OZ$ ma postać

$$X \cos \xi + Y \sin \xi = 0 \quad (24)$$

Równanie koła po obrocie o kąt ξ dane jest przekrojem kuli płaszczyzną $S'OZ$.

$$\begin{aligned} (X - c \sin \xi)^2 + (Y + c \cos \xi)^2 + \\ + \left(Z - \frac{R - c \sin \beta}{\cos \beta} \right)^2 = R^2 \end{aligned} \quad (25)$$

2.4. Wyznaczanie punktu $P(x_0, y_0, z_0)$ leżącego na okręgu najmniejszej odległości od płaszczyzny jezdni

Pamiętając o tym, że $P(x_0, y_0, z_0)$ leży nad płaszczyzną jezdni możemy napisać

$$\begin{aligned} d(P, \text{pł. jezdni}) &= \frac{-y_0 \sin \beta + z_0 \cos \beta}{\sqrt{\sin^2 \beta + \cos^2 \beta}} = \\ &= y_0 \sin \beta - z_0 \cos \beta. \end{aligned} \quad (26)$$

Punkt $P(x_0, y_0, z_0)$ leży na okręgu opisanym równaniami (24) i (25), wobec czego funkcja Lagrange'a dla rozpatrywanego ekstremum warunkowego przyjmuje postać [1].

$$\begin{aligned} \Psi(x_0, y_0, z_0, \lambda_1, \lambda_2) = & -y_0 \sin \beta + z_0 \cos \beta + \lambda_1 (x_0 \cos \varepsilon + \\ & + y_0 \sin \varepsilon) + \lambda_2 [(x_0 - c \sin \varepsilon)^2 + (y_0 + c \cos \varepsilon)^2 + \\ & + (z_0 - \frac{R - c \sin \beta}{\cos \beta})^2 - R^2] . \end{aligned} \quad (27)$$

Obliczamy pochodne cząstkowe funkcji $\Psi(x_0, y_0, z_0, \lambda_1, \lambda_2)$ względem x_0, y_0, z_0 i przyrównujemy do zera.

$$\frac{\partial \Psi}{\partial x_0} = \lambda_1 \cos \varepsilon + 2 \lambda_2 (x_0 - c \sin \varepsilon) = 0, \quad (28)$$

$$\frac{\partial \Psi}{\partial y_0} = -\sin \beta + \lambda_1 \sin \varepsilon + 2 \lambda_2 (y_0 + c \cos \varepsilon) = 0, \quad (29)$$

$$\frac{\partial \Psi}{\partial z_0} = \cos \beta + 2 \lambda_2 (z_0 - \frac{R - c \sin \beta}{\cos \beta}) = 0. \quad (30)$$

Pamiętając, że

$$x_0 \cos \varepsilon + y_0 \sin \varepsilon = 0 \quad (31)$$

$$(x_0 - c \sin \varepsilon)^2 + (y_0 + c \cos \varepsilon)^2 + (z_0 - \frac{R - c \sin \beta}{\cos \beta})^2 = R^2, \quad (32)$$

otrzymujemy układ pięciu równań z pięcioma niewiadomymi x_0, y_0, z_0, λ_1 i λ_2 .

Niewiadome λ_1 i λ_2 spełniają rolę pomocniczą; ich znajomość nie jest konieczna, wystarczy je wyrugować z powyższych równań. W tym celu równanie (28) mnożymy przez $-\sin \varepsilon$, natomiast równanie (29) przez $\cos \varepsilon$ i dodajemy do siebie rugując paramet λ_1

$$\begin{aligned} & -2 \lambda_2 \sin \varepsilon (x_0 - c \sin \varepsilon) - \cos \varepsilon \sin \beta + \\ & + 2 \lambda_2 \cos \varepsilon (y_0 + c \cos \varepsilon) = 0 \end{aligned} \quad (33)$$

$$\begin{aligned}
 & 2 \lambda_2 [\cos \varepsilon (y_0 + c \cos \varepsilon) - \sin \varepsilon (x_0 - c \sin \varepsilon)] = \\
 & = \sin \beta \cos \varepsilon .
 \end{aligned} \tag{34}$$

Korzystając z oznaczeń (16), równanie (34) przyjmuje postać

$$\begin{aligned}
 & 2 \lambda_2 [\cos \varepsilon (y_0 - y_{s'}) + \sin \varepsilon (x_0 - x_{s'})] = \\
 & = \sin \beta \cos \varepsilon ,
 \end{aligned} \tag{35}$$

natomiast równanie (30) ma postać

$$\cos \beta + 2 \lambda_2 (z_0 - z_{s'}) = 0 \tag{36}$$

stąd

$$\lambda_2 = \frac{-\cos \beta}{2(z_0 - z_{s'})} \tag{37}$$

Zależność (37) podstawiamy do (35)

$$\begin{aligned}
 & \frac{-\cos \beta}{z_0 - z_{s'}} [\cos \varepsilon (y_0 - y_{s'}) + \sin \varepsilon (x_0 - x_{s'})] = \\
 & = \sin \beta \cos \varepsilon ,
 \end{aligned} \tag{38}$$

$$\begin{aligned}
 & z_0 - z_{s'} = \frac{-\cos \beta}{\sin \beta \cos \varepsilon} [-\sin \varepsilon (x_0 - x_{s'}) + \\
 & + \cos \varepsilon (y_0 - y_{s'})] .
 \end{aligned} \tag{39}$$

Równanie (31) można zapisać w postaci

$$[\cos \varepsilon , \sin \varepsilon , 0] \cdot [x_0 - x_{s'} ; y_0 - y_{s'} ; z_0 - z_{s'}] = 0 \tag{40}$$

czyli

$$\cos \varepsilon (x_0 - x_{s'}) + \sin \varepsilon (y_0 - y_{s'}) = 0 \tag{41}$$

Z powyższego równania przy założeniu $\varepsilon \neq \pm \frac{\pi}{2}$, otrzymujemy

$$x_0 - x_{s'} = -\operatorname{tg} \varepsilon (y_0 - y_{s'}) . \tag{42}$$

Wyrażenie (42) podstawiamy do (39)

$$z_0 - z_{S'} = \frac{-\cos\beta}{\cos\epsilon \sin\beta} \left[\sin\epsilon \operatorname{tg}\epsilon (y_0 - y_{S'}) + \right. \\ \left. + \cos\epsilon (y_0 - y_{S'}) \right]. \quad (43)$$

Stąd

$$z_0 - z_{S'} = \frac{-\cos\beta (y_0 - y_{S'})}{\cos^2\epsilon \sin\beta} \quad (44)$$

Wyrażenia (42) i (44) podstawiamy do równania (32)

$$\left[-\operatorname{tg}\epsilon (y_0 - y_{S'}) \right]^2 + (y_0 - y_{S'})^2 + \\ + \left[\frac{-\cos\beta}{\cos^2\epsilon \sin\beta} (y_0 - y_{S'}) \right]^2 = R^2 \quad (45)$$

Stąd

$$(y_0 - y_{S'})^2 = \frac{\cos^2\epsilon \sin^2\beta + \cos^2\beta}{\cos^4\epsilon \sin^2\beta} = R^2. \quad (46)$$

Pamiętając, że $-\frac{\pi}{2} < \epsilon < +\frac{\pi}{2}$; $0 < \beta < \frac{\pi}{2}$ mamy

$$y_0 - y_{S'} = \frac{R \cos^2\epsilon \sin\beta}{\sqrt{\cos^2\epsilon \sin^2\beta + \cos^2\beta}} \quad (47)$$

Uwzględniając (42) otrzymamy

$$x_0 - x_{S'} = \frac{R \cos^2\epsilon \sin\beta (-\operatorname{tg}\epsilon)}{\sqrt{\cos^2\epsilon \sin^2\beta + \cos^2\beta}} \quad (48)$$

zatem

$$x_0 - x_{S'} = \frac{-R \cos\epsilon \sin\epsilon \sin\beta}{\sqrt{\cos^2\epsilon \sin^2\beta + \cos^2\beta}} \quad (49)$$

Uwzględniając (44) otrzymamy

$$z_0 - z_{S'} = \frac{-\cos\beta}{\cos^2\epsilon \sin\beta} \cdot \frac{R \cos^2\epsilon \sin\beta}{\sqrt{\cos^2\epsilon \sin^2\beta + \cos^2\beta}} \quad (50)$$

Stąd

$$z_0 - z_{S'} = \frac{-R \cos\beta}{\sqrt{\cos^2\epsilon \sin^2\beta + \cos^2\beta}} \quad (F)$$

2.5. Wyznaczenie punktu $E(\bar{x}, \bar{y}, \bar{z})$ będącego rzutem punktu $P(x_0, y_0, z_0)$ na płaszczyznę jezdni

Wektor kierunkowy płaszczyzny jezdni $\vec{u}_1 = [0, \sin\beta, -\cos\beta]$. (52)

Wektor

$$\vec{v} = [\bar{x} - x_0, \bar{y} - y_0, \bar{z} - z_0] \quad (53)$$

jest równoległy do wektora \vec{u} , wobec czego

$$\bar{x} = x_0 \quad (54)$$

$$\frac{\bar{y} - y_0}{\sin\beta} = \frac{\bar{z} - z_0}{-\cos\beta} \text{ dla } \beta \neq 0; \beta \neq \pm \frac{\pi}{2} \quad (55)$$

Punkt $E(\bar{x}, \bar{y}, \bar{z})$ spełnia równanie płaszczyzny jezdni, czyli

$$\bar{y} \sin\beta - \bar{z} \cos\beta = 0 \quad (56)$$

Stąd mamy

$$\bar{z} = \bar{y} \operatorname{tg}\beta. \quad (57)$$

Z (55) otrzymujemy

$$\bar{y} = -\operatorname{tg}\beta(\bar{z} - z_0) + y_0 \quad (58)$$

Uwzględniając (56) i (57) otrzymujemy

$$\bar{y} = -\operatorname{tg}\beta(\bar{y} \operatorname{tg}\beta - z_0) + y_0 \quad (59)$$

czyli

$$\bar{y} = \frac{z_0 \operatorname{tg}\beta + y_0}{1 + \operatorname{tg}^2\beta} \quad (60)$$

Równanie rzutu trajektorii punktu styczności przyjmuje postać

$$x = x_s' - \frac{R \cos \epsilon \sin \epsilon \sin \beta}{\sqrt{\cos^2 \epsilon \sin^2 \beta + \cos^2 \beta}} \quad (61)$$

$$y = \frac{1}{1 + \operatorname{tg}^2 \beta} \left[\frac{n_0}{\cos \beta} + c - c \cos \epsilon - \frac{R \sin \beta \sin^2 \epsilon}{\sqrt{\cos^2 \epsilon \sin^2 \beta + \cos^2 \beta}} \right]. \quad (62)$$

2.6. Wyznaczenie równania trajektorii punktu styczności koła z jezdnią

Równanie trajektorii wyznaczono dokonując obrotu płaszczyzny 1 jezdni względem osi OX o kąt β . Równanie parametryczne przyjmuje postać:

$$x = x'_s - \frac{R \cos \varepsilon \sin \varepsilon \sin \beta}{\sqrt{\cos^2 \varepsilon \sin^2 \beta + \cos^2 \beta}} \quad (63)$$

$$y = \bar{y} \cos \beta \quad (64)$$

czyli

$$x = c \sin \varepsilon - \frac{R \cos \varepsilon \sin \varepsilon \sin \beta}{\sqrt{\cos^2 \varepsilon \sin^2 \beta + \cos^2 \beta}} \quad (65)$$

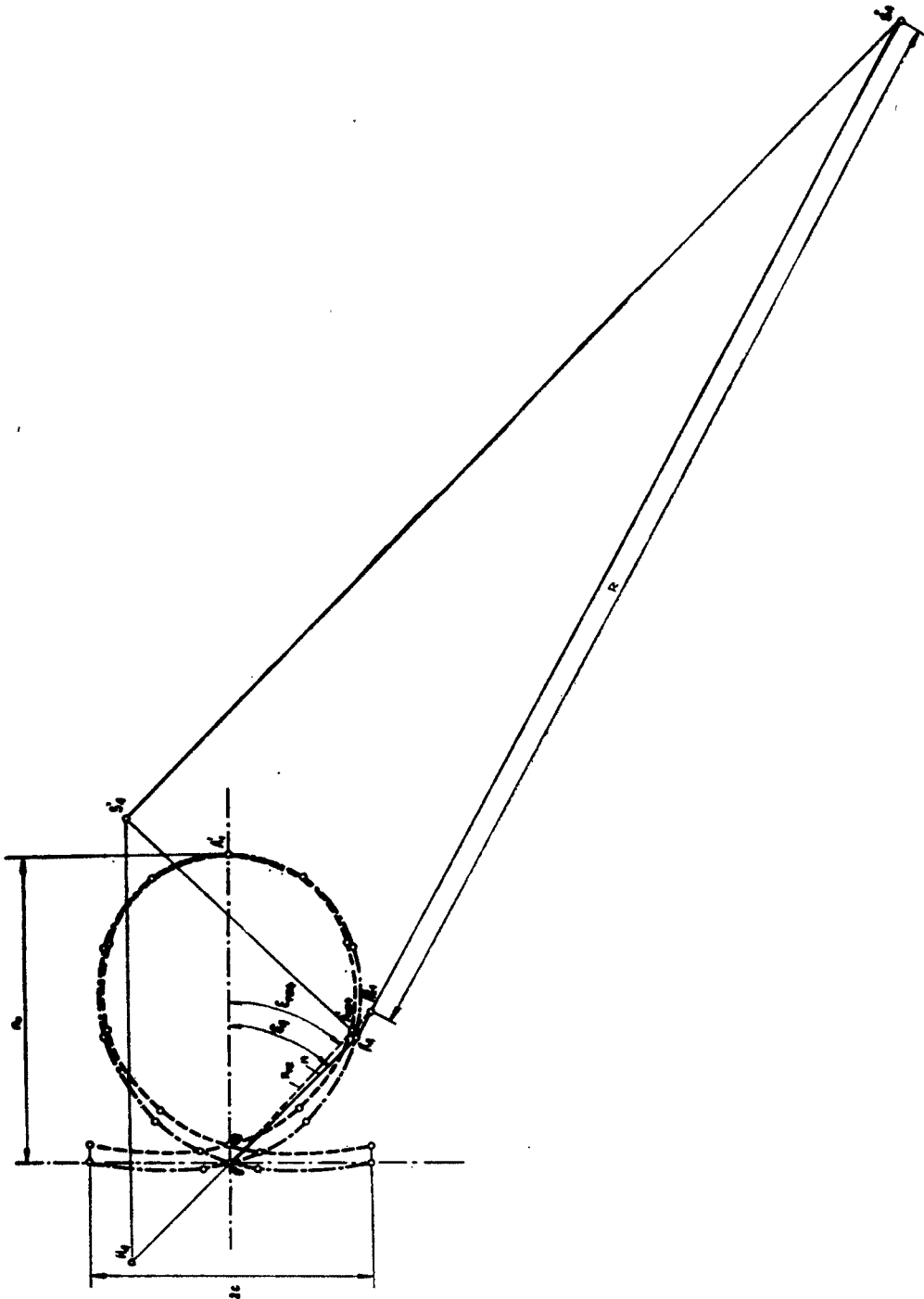
$$y = \frac{1}{1 + \operatorname{tg}^2 \beta} \left[n_0 + (c - c \cos \varepsilon) \cos \beta - \frac{R \sin \beta \sin^2 \varepsilon \cos \beta}{\sqrt{\cos^2 \varepsilon \sin^2 \beta + \cos^2 \beta}} \right] \quad (66)$$

3. Ocena działalności wykreślnej metody wyznaczania trajektorii

Metoda wyznaczania trajektorii opisana w punkcie 1 obarczona jest błędem wynikającym z tego, że oś obrotu układu kierowniczego 1 przyjęto jako nieruchomą. W rzeczywistości koło nie traci styku z jezdnią, wobec tego środek koła obniża się w czasie obrotu kierownicy, a oś 1 nieznacznie zmienia swoje położenie, tworząc kąt z jezdnią nieco większy niż w położeniu początkowym. Długość odcinka $\overline{00'}$ określa wartość błędu metody (rys.4).

Wykreślna metoda wyznaczania trajektorii nie obarczona powyższym błędem przedstawiona jest na rys. 4. Trajektorię tę wyznaczamy jak w punkcie 1 wprowadzając dodatkowo niżej wymienione geometryczne konstrukcje:

- wyznaczenie kładów trójkątów A_n' , S_n' , S_n^x na płaszczyźnie jezdni /na rys.4 pokazano kład $\Delta A_4'$, S_4' , $S_4^x/$,



Rys.4. Trajektorie punktu styku koła z jezdnią wyznaczone
wykreślnie: 1 - wg metodyki podanej w punkcie 1, 2 -
z uwzględnieniem zmian położenia środka koła

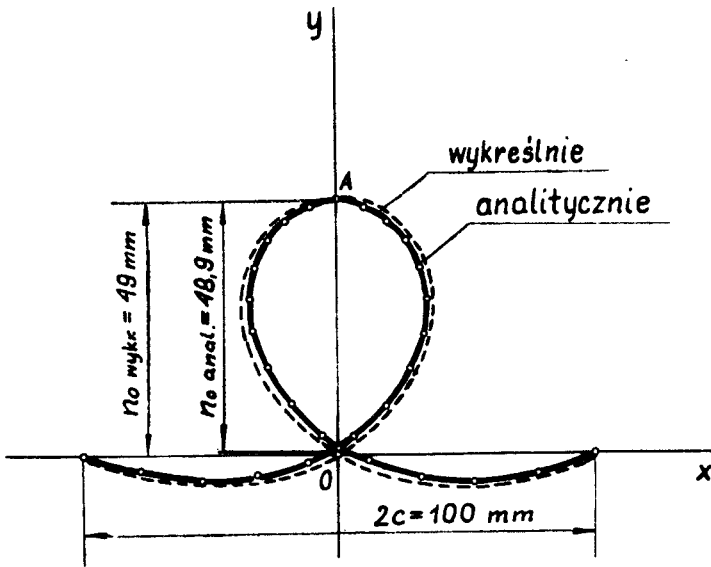
- odłożenie na prostej $S_4^x A_4'$ odcinka równego promieniowi koła R , którego początkiem jest punkt S^x , a końcem punkt A_{k4}^x ,
- prowadzenie z punktu A_{k4}^x prostej prostopadłej do odcinka $\overline{A_4' S_4'}$ wyznaczającej na nim położenie punktu A_{rz4} styku koła z jezdnią.

Konstrukcja pokazana na rys. 4 powtórzona dla kolejnych wychyleń kierownicy w zakresie zmian kąta $\varepsilon \in \left[+\frac{\pi}{2}; -\frac{\pi}{2} \right]$ wyznacza rzeczywisty kształt trajektorii.

Jak wynika z rys. 4 przebieg rzeczywistej trajektorii w zakresie użytecznych zmian kąta ε , nieznacznie odbiega od trajektorii wyznaczonej w punkcie 1.

Ponadto dokonano analitycznej weryfikacji trajektorii w oparciu o równania jej współrzędnych (66) i (65). Obliczenia zrealizowano na EMC Odra 1204 w Ośrodku Obliczeń Numerycznych Akademii Techniczno-Rolniczej w Bydgoszczy. Przykładowo dla roweru Traper wartości współrzędnych trajektorii x, y przedstawiono w tabelicy 1. Przebieg trajektorii wyznaczonej wykreślnie i analitycznie dla roweru Traper przedstawiony jest na rys. 5.

Jak wynika z rys.5 odchylenie trajektorii wyznaczonej wykreślnie od trajektorii wyznaczonej analitycznie jest nieznaczne. Wobec powyższego można uznać, że metoda wykreślna wyznaczania trajektorii opisana w punkcie 1 może być stosowana w praktyce inżynierskiej.



Rys.5. Trajektorie punktu styku koła z jezdnią wyznaczone wykreślnie i analitycznie

Tablica 1

Wartości współrzędnych trajektorii roweru
Traper

ϵ	R = 1		R = 297,5 mm	
	x	y	x	y
1	2	3	4	5
0°	0	0,16453	0	48,94767
6°25'	-0,01721	0,16168	- 5,11997	48,09980
.	-0,03299	0,15328	- 9,81452	45,60080
.	-0,04594	0,13978	-13,66715	41,58455
.	-0,05480	0,12191	-16,30300	36,26822
.	-0,05847	0,10070	-17,39482	29,95825
.	-0,05608	0,07739	-16,68380	23,02352
.	-0,04707	0,05345	-14,00332	15,90137
.	-0,03120	0,03048	- 9,28200	9,06780

1	2	3	4	5
.	-0,00863	0,01016	- 2,01016	3,02260
.	0,02004	-0,00585	9,96190	-1,74037
.	0,05381	-0,01601	16,00847	-4,76297
.	0,09126	-0,01904	27,13985	-5,66440
.	0,13065	-0,01397	38,86837	-4,15607
90°	0,17000	-0,00030	50,57500	-0,08925

4. Wnioski

1. Przeprowadzone metody wyznaczania trajektorii punktu styku przedniego koła pojazdu jednośladowego z jezdnią są wzajemnie jednoznaczne.
2. Metoda wykreslna z uwagi na jej użyteczność i prostą konstrukcję może być wykorzystana do wyznaczania trajektorii celem dokonania analizy wzajemnych zależności geometrycznych cech konstrukcyjnych układu kierowniczego pojazdu jednośladowego w procesie konstruowania.

LITERATURA

1. Fichtenhelz G.M.: Rachunek różniczkowy i całkowy. t.1. PWN, Warszawa, 1966
2. W.Łoś: Badania wpływu wybranych geometrycznych cech konstrukcyjnych układu kierowniczego na stateczność pojazdu jednośladowego. Praca doktorska. Politechnika Śląska, Gliwice, 1977
3. W.Łoś, J. Stoinbern: Stateczność i jej ocena w odniesieniu do pojazdu jednośladowego. Zeszyty Naukowe nr 36-Mechanika 12, ATR, Bydgoszcz, 1976

МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТРАЕКТОРИИ ТОЧКИ СОПРИКОСНОВЕНИЯ ПЕРЕДНЕГО КОЛЕСА ОДНОСЛЕДНОГО СРЕДСТВА ПЕРЕДВИЖЕНИЯ С ПРОЕЗЖЕЙ ЧАСТЬЮ ДОРОГИ

Резюме

В статье рассмотрены графический и аналитический методы определения траектории точки соприкосновения переднего колеса односледного средства передвижения с проезжей частью дороги.

METHODS OF DETERMINING THE PATH OF THE CONTACT POINT OF THE BICYCLE FRONT WHEEL WITH THE ROAD

Summary

The article discusses a graphic as well as analytic method of determining the path of the contact point of the bicycle front wheel with the road.

Tadeusz Leppert

BADANIA DOGNIATANIA TOCZNEGO NA JEDNOWRZECIONOWYM AUTOMACIE REWOLWEROWYM

W pracy opisano wyniki badań nad zastosowaniem dogniatania tocznego na jednowrzecionowych automatach rewolwerowych. Przedstawiono rozwiązanie konstrukcyjne dwukrażkowej oprawki do dogniatania tocznego zewnętrznych powierzchni walcowych. Zbadano wpływ posuwu, siły docisku krażków i chropowatości powierzchni przed dogniataniem na chropowatość powierzchni po dogniataniu.

Uzyskane wyniki chropowatości powierzchni po dogniataniu porównano z chropowatością powierzchni po toczeniu dokładnym.

1. Wstęp

Dogniatanie toczne powierzchni walcowych posiada szereg zalet takich jak: łatwość uzyskania wysokich gładkości obrobionych powierzchni, korzystny kształt nierówności z punktu widzenia nośności, odporność na ścieranie oraz wzrost wytrzymałości zmęczeniowej.

Znane są nieliczne przypadki dogniatania na automatach wielowrzecionowych [1], natomiast na automatach jednowrzecionowych obróbka ta nie znalazła dotąd w kraju szerszego zastosowania. Spowodowane jest to między innymi brakiem opracowania parametrów obróbki, jak i konstrukcyjnych rozwiązań narzędzi, uwzględniających warunki obróbki na automatach tokarskich. Szersze zastosowanie dogniatania umożliwiłoby zwiększenie kompletności obróbki produkowanych przedmiotów i wyeliminowanie operacji wykańczających, które są obecnie wykonywane na innych obrabiarkach /np. szlifowanie/.

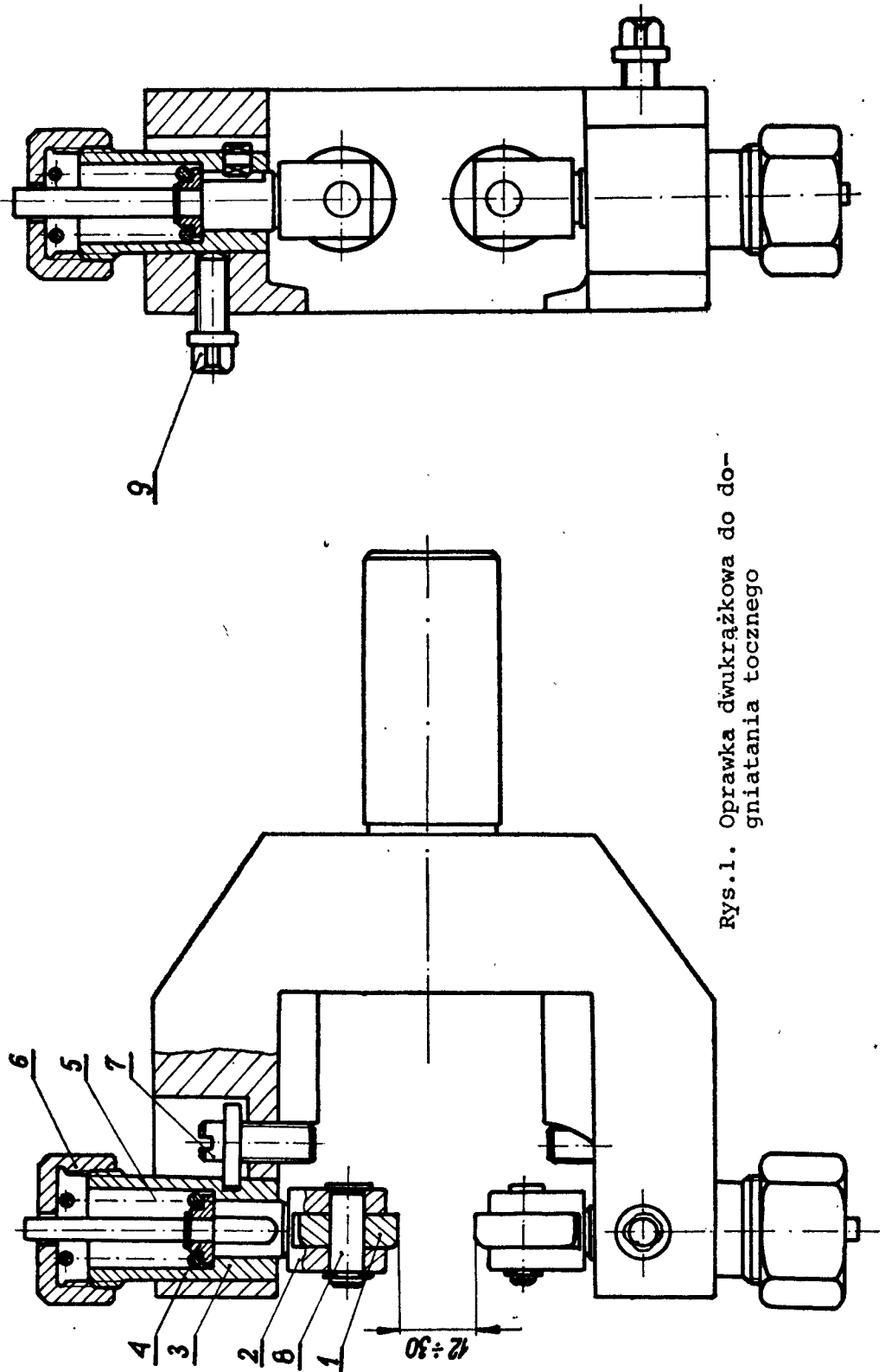
2. Badania

Badania przeprowadzono na automacie tokarskim ATA40 z zastosowaniem specjalnie w tym celu skonstruowanej oprawki do dogniatania tocznego z głowicy rewolwerowej.

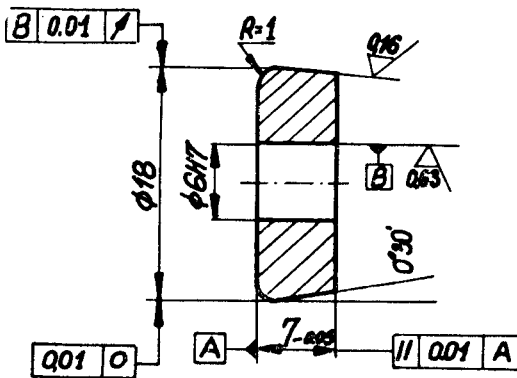
2.1. Opis oprawki do dogniatania

Przedstawiona na rys.1 oprawka przeznaczona jest do dogniatania tocznego zewnętrznej powierzchni walcowej o wymiarach średnicy 12 ± 30 mm. Krążki 1 osadzone są ślizgowo na sworzniu 8, który osadzony jest w widełkach trzpienia 2. Trzpień ma możliwość przesuwu w tulejce 3 zakończonej gwintem. Wkręcając względnie wykręcając na krętkę specjalną 6 na tulejce 3, reguluje się siły napięcia sprężyny 5, która poprzez trzpień 2 działa na krążek dogniatający 1. Korpus oprawki osadzony jest w otworze cylindrycznym głowicy rewolwerowej automatu. Nastawienie na żądany wymiar średnicy przedmiotu obrabianego odbywa się za pomocą wkręta 7. Oprawkę przed rezregulowaniem się w czasie pracy zabezpiecza się śrubą 9.

W konstrukcji wykorzystano istniejącą oprawkę do radeliowania stosowaną na automacie rewolwerowym ATA 40, która umożliwia zastosowanie układu dwóch krążków rozmieszczonych symetrycznie względem przedmiotu obrabianego. Układ taki, w porównaniu z układem trzech krążków rozmieszczonych symetrycznie nie gwarantuje całkowitego zrównoważenia działających sił, w przypadku kiedy osie krążków nie pokrywają się z osią przedmiotu. Zaletą natomiast jest widoczność obszaru obróbki. Elastyczny docisk krążków przy użyciu sprężyn śrubowych zapewnia uzyskanie równomiernego zgniotu warstwy wierzchniej nawet w przypadku niezbyt wysokiej dokładności wymiarowo-kształtowej uzyskanej w obróbce poprzedzającej. W oparciu o zalecenia literatury [2,3,4], biorąc pod uwagę korzystny rozkład powstających naprężeń, zastosowano krążek o zarysie złożonym, składającym się z części kształtującej i wygładzającej /rys.2 /



Rys.1. Oprawka dwukrążkowa do dogniatania tocznego



Rys.2. Krażek dogniatający

Część kształtująca posiada kształt sferyczny o promieniu $R = 1$ i wykonuje podstawową pracę przemieszczenia mikronierówności materiału. Część wygładzająca jest powierzchnią stożkową pochyloną pod kątem $\alpha = 0^{\circ}30'$ do tworzącej obrabianego wałka. Zbieżność krążka zapewnia płynne wyjście ze strefy odkształcenia i stwarza dogodne warunki do występowania odkształcenia plastycznego i wygładzania powierzchni dogniatanej.

Krażek wykonano ze stali narzędziowej NC10 i hartowano do twardości $61 \div 63$ HRC.

2.2. Przebieg badań

Badania miały na celu określenie przydatności przedstawionego rozwiązania konstrukcyjnego oprawki oraz uzyskanie wyników do porównania chropowatości powierzchni po dogniataniu z chropowatością po toczeniu dokładnym.

Badania przydatności oprawki przeprowadzono stosując zmienną siłę docisku rolki dogniatającej i zmienny posuw dogniatania. Powierzchnia przed dogniataniem była toczonea posuwami stosowanymi na automatach jednowrzecionowych w obróbce zgrubnej i dokładnej, co pozwoliło na określenie wpływu chropowatości powierzchni po toczeniu na chropowatość po dogniataniu oraz umożliwiło porównanie wartości chropowatości obu powierzchni.

W wyniku analizy czynnikowej procesu dogniatania ustalono następujące czynniki badane:

- posuw dogniatania
- siła docisku krążka
- chropowatość powierzchni przed dogniataniem i odpowiadający jej posuw toczenia

Badania przeprowadzono dla jednego materiału obrabianego, stałej szybkości dogniatania, stałej geometrii krążka i środowiska skrawania.

Zastosowano program badań statyczny zdeterminowany kompletny. Materiałem obrabianym był pręt ciągniony o średnicy 20 mm ze stali automatowej A11 według PN-73/H-84026.

Proces obróbki składa się z następujących zabiegów:

1. Toczenie promieniowe wzdłużne z głowicy rewolwerowej na wymiar \varnothing 19 mm nożem ze stali szybko tnącej SW18 o geometrii ostrza $\gamma^* = 8^\circ$, $\alpha = 10^\circ$, $\chi = 90^\circ$, $\chi' = 2^\circ$, $r = 0,6$, z rowkiem zwijającym wiór o promieniu 2 mm. Szybkość skrawania $v = 35,8 \text{ m/min.}$, $g = 0,5 \text{ mm.}$

2. Dogniatanie oprawką z głowicy rewolwerowej

Nastawiona różnica między średnicą przedmiotu obrabianego a odległością między krążkami była stała i wynosiła 0,2 mm. Szybkość dogniatania $v = 34 \text{ m/min.}$

3. Odcinanie

W trakcie obróbki stosowano intensywne chłodzenie olejem maszynowym 8.

W badaniach wpływu posuwu dogniatania na chropowatość powierzchni czynniki badane przyjmowały następujące wartości:

- posuw dogniatania

$$P_{dgn1} = 0,037; P_{dgn2} = 0,062; P_{dgn3} = 0,072; P_{dgn4} = 0,11;$$

$$P_{dgn5} = 0,14 \quad [\text{mm/obr.}]$$

- siła docisku

$$P_1 = 400; P_2 = 700 \quad [\text{N}]$$

- chropowatość powierzchni przed dogniataniem

$$R_{at1} = 1,9; R_{at2} = 4,2; R_{at3} = 5,9 \quad [\mu\text{m}]$$

- przy posuwach dla toczenia:

$$P_{t1}=0,045; P_{t2}=0,09; P_{t3}=0,17 \quad [\text{mm/obr}]$$

W badaniach wpływu siły docisku krążka na chropowatość powierzchni zastosowano następujące wartości siły docisku i posuwu dogniatania:

- siła dogniatania

$$P_1 = 400; P_2 = 600; P_3 = 750 \quad [\text{N}]$$

- posuw dogniatania

$$P_{dgn1}=0,062; P_{dgn2}=0,11 \quad [\text{mm/obr}]$$

3. Wyniki badań

Pomiar chropowatości powierzchni przeprowadzono na profilografometrze typu Kaliber 201 /ZSRR/.

Wyniki badań wpływu posuwu toczenia na chropowatość powierzchni przedstawiono w tabeli 1.

Tabela 1

Stosowane wartości posuwów toczenia i odpowiadające im wartości chropowatości powierzchni

P_t	mm/obr.	0,045	0,09	0,17
R'_{at}	μm	1,9	4,2	5,9

Wyniki badań wpływu posuwu dogniatania na chropowatość powierzchni przedstawiono w tabeli 2.

Tabela 2

Średnie wartości chropowatości powierzchni dogniatanej R_{adgn} uzyskane przy zmiennych posuwach

P_{dgn} mm/obr	$P_t=0,045; R_{at}=1,9$ [mm/obr] [μm]		$P_t=0,09; R_{at}=4,2$		$P_t=0,17; R_{at}=5,9$	
	P [N]		P		P	
	400	700	400	700	400	700
0,037	0,350	0,372	0,383	0,353	0,401	0,363
0,062	0,333	0,361	0,366	0,316	0,423	0,356
0,072	0,376	0,346	0,386	0,356	0,436	0,356
0,11	0,393	0,353	0,406	0,413	0,513	0,463
0,14	0,480	0,440	0,456	0,475	0,543	0,503

Wyniki badań wpływu siły docisku krążków na chropowatość powierzchni przedstawiono w tabeli 3.

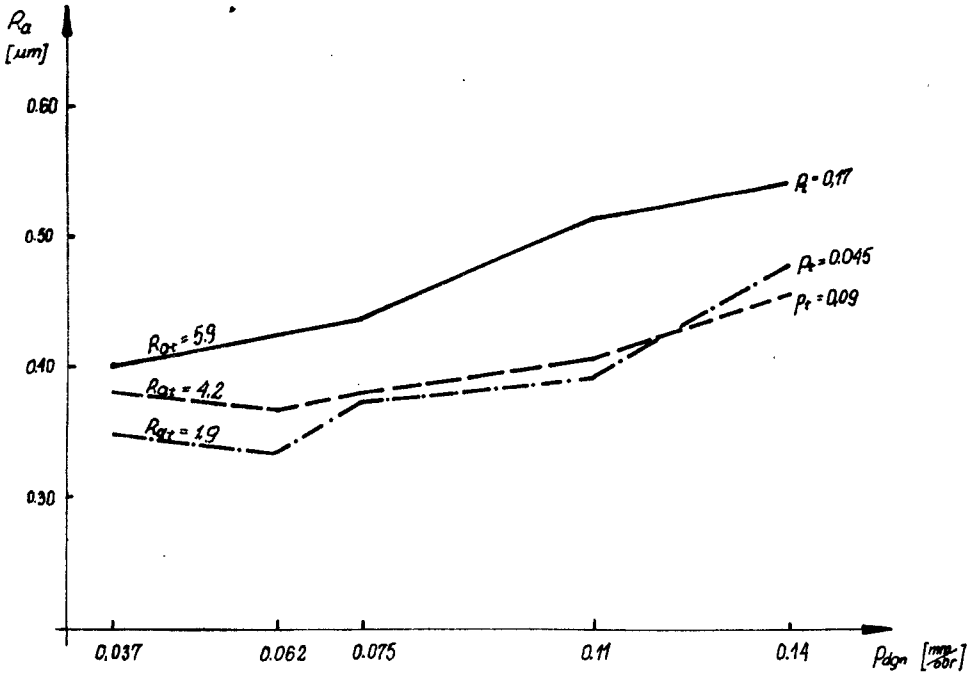
Tabela 3

Średnie wartości chropowatości powierzchni R_{adgn} uzyskane przy zmiennych wartościach siły dogniatania

P N	$P_t=0,045; R_{at}=1,9$ [mm/obr] [μm]		$P_t=0,09; R_{at}=4,2$		$P_t=0,17; R_{at}=5,9$	
	P_{dgn} [mm/obr]		P_{dgn}		P_{dgn}	
	0,062	0,11	0,062	0,11	0,062	0,11
400	0,342	0,384	0,367	0,406	0,423	0,516
600	0,351	0,356	0,375	0,347	0,382	0,364
750	0,336	0,324	0,368	0,286	0,361	0,326

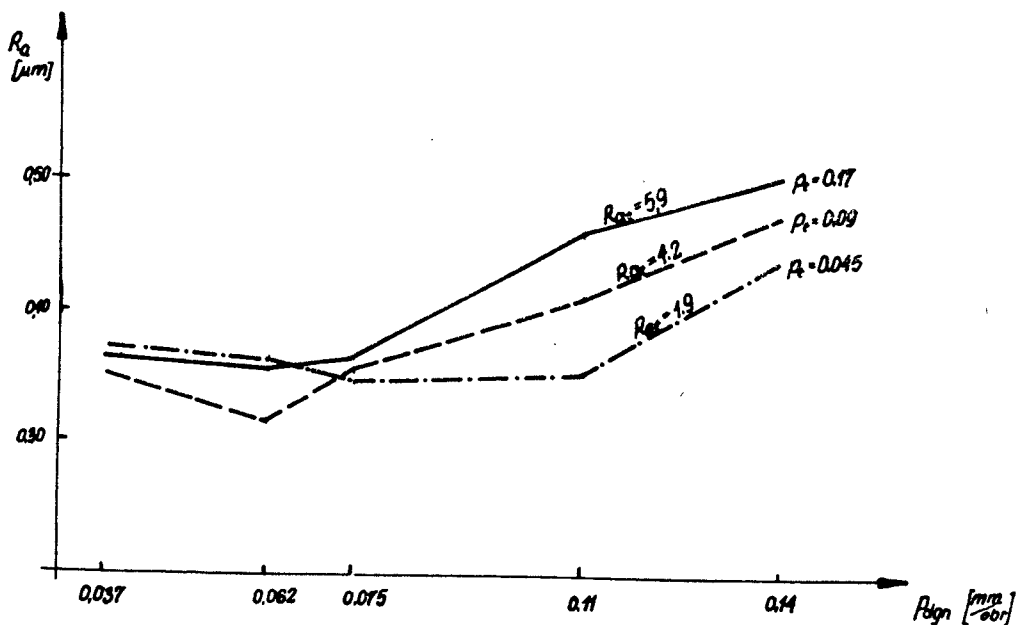
4. Analiza wyników

Analizę wyników przeprowadzono z zastosowaniem statystyki matematycznej. Obliczono przedziały wartości średniej na poziomie ufności 0,05.



Rys.3. Zależność średniej wartości chropowatości powierzchni R_a od posuwu dogniatania. Siła docisku krążków $P = 400$ N

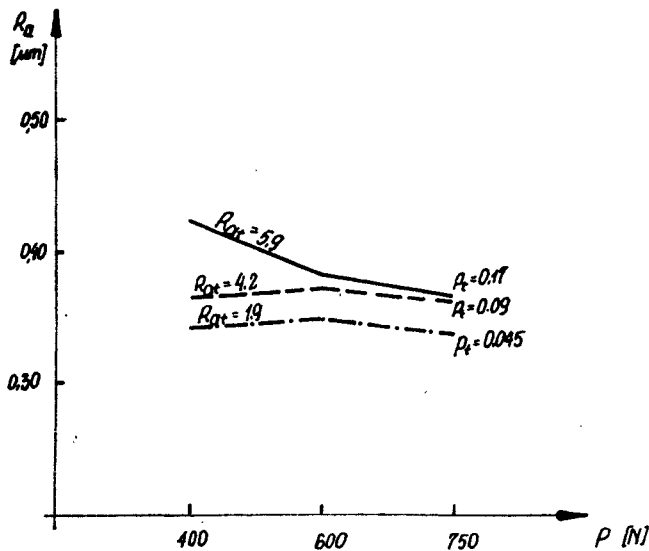
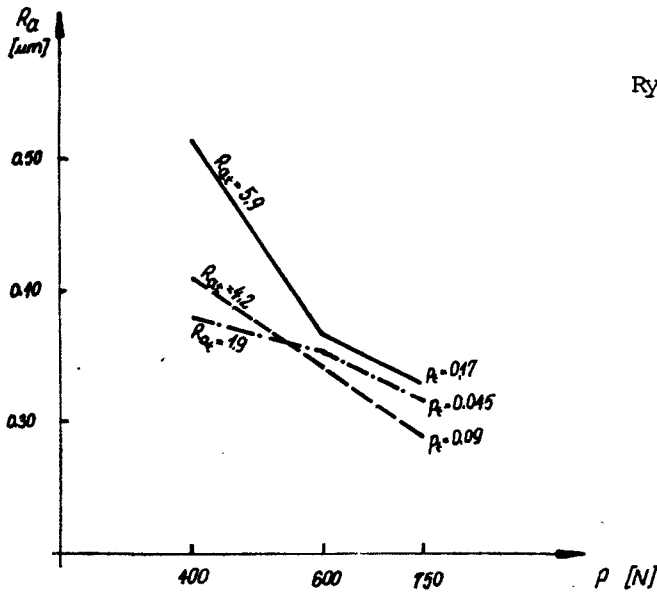
Na rys. 3 i 4 przedstawiono zależności chropowatości powierzchni od posuwu dogniatania. Z wykresów wynika, że zmiana posuwu dogniatania w zakresie wartości od 0,037÷0,075 mm/obr. nie ma istotnego wpływu na wzrost chropowatości powierzchni po dogniataniu.



Rys.4. Zależność średnicy wartości chropowatości powierzchni R_a od posuwu dogniatania. Siła docisku $P=700$ N

Wzrost chropowatości powierzchni widoczny jest przy posuwach powyżej $0,075$ mm/obr.

Zależność chropowatości powierzchni od siły docisku pokazano na rys. 5,6. Z wykresów wynika, że dla badanego zakresu siły docisku krążka najlepsze wyniki uzyskano przy sile $P = 750$ N. W warunkach stosowanych w badaniach najmniejszą chropowatość powierzchni $R_{adgn} = 0,28$ μm uzyskano stosując następujące wartości czynników badanych: $p_t = 0,09$ mm/obr., $P_{dgn} = 0,11$ mm/obr., siła docisku $P = 750$ N.



Rys.6. Zależność średniej wartości chropowatości powierzchni R_a od siły dogniatania. Posuw dogniatania $P_{dgn} = 0,11$ mm/obr.

5. Wnioski

1. Zastosowanie dogniatania tocznego na automacie rewolwerowym umożliwia uzyskanie większej gładkości powierzchni niż przy zastosowaniu toczenia dokładnego, a tym samym mogą być zastąpione operacje wykańczające np. szlifowanie, wykonywane na innych obrabiarkach.
2. W zakresie warunków stosowanych w badaniach uzyskana chropowatość powierzchni w wyniku dogniatania wynosiła $R_{adgn} = 0,28 \div 0,52 \mu\text{m}$, natomiast chropowatość powierzchni po toczeniu dokładnym nożem promieniowym z głowicy rewolwerowej wynosiła $R_{at} = 1,9 \div 4,2 \mu\text{m}$.
3. Badania potwierdziły przydatność dwukrążkowej oprawki do dogniatania tocznego na automacie rewolwerowym.
4. W celu wyeliminowania wady rysowania powierzchni obrabianej podczas wycofania się oprawki należy przeprowadzić badania stereometrii części roboczej rolki dogniatającej.
5. Zwiększenie możliwości zastosowania dogniatania wymaga przeprowadzenia dodatkowych badań w rozszerzonym zakresie parametrów obróbki i narzędzi.

LITERATURA

1. Borkowski W.: Wielowrzecionowe automaty tokarskie WNT Warszawa 1975
2. Feld M., Kozłowski M.: Wpływ rodzaju narzędzia na efekty krążkowania zewnętrznych powierzchni cylindrycznych. Bydgoskie Towarzystwo Naukowe. Prace Wydziału Nauk Technicznych. Seria B. Zeszyt IV. Bydgoszcz 1972
3. Kozłowski M.: Cechy konstrukcyjne narzędzia do dogniatania naporowego. Biuletyn Informacyjny Obróbki Plastycznej. Zeszyt 4. Poznań 1972
4. Przybylski W.: Badanie współzależności między parametrami obróbki a dokładnością wymiarową po nagniataniu. Zeszyty Naukowe Politechniki Gdańskiej. Mechanika XVIII, 1972

ИССЛЕДОВАНИЯ КАЛИБРОВКИ ТОЧЕНИЕМ НА ОДНОСПИНДЕЛЬНОМ РЕВОЛЬВЕРНОМ АВТОМАТЕ

Резюме

В работе описаны результаты исследований над применением калибровки точением на одношпиндельном револьверном автомате. Представлено конструктивное решение двухкивной державки для калибровки точением внешних цилиндрических поверхностей. Исследовано влияние подачи, силы прихвата шкивов и шероховатости поверхности до калибровки на шероховатость поверхности после калибровки.

Полученные результаты шероховатости поверхности после калибровки сравнены с шероховатостью поверхности после прецизионного точения.

THE INVESTIGATION ON BURNISHING ON THE SINGLE-SPINDLE TURRET LATHE

Summary

The work discusses the results of the investigation on the application of lathe burnishing on a single-spindle turret lathe. There has been presented the construction solution of a two dick holder for lathe burnishing of outside cylindrical surfaces. The influence of feed, the force of dicks clamp and surface roughness before burnishing on the surface roughness after burnishing has been examined.

Henryk Oleszycki
Jan Sadowski

WPLYW SPOSOBU NAGRZEWANIA I CHŁODZENIA ORAZ CZASU WY -
GRZEWANIA NA ILOŚĆ CEMENTYTU WTÓRNEGO W NIESTOPOWYM ŻE -
LIWIE SFEROIDALNYM

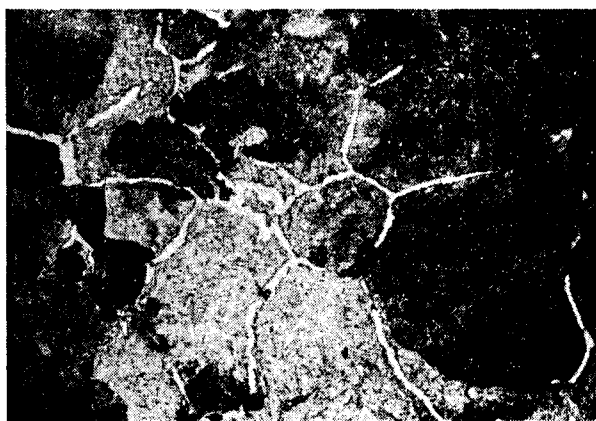
W artykule przedstawiono badania nad zachowa -
niem się cementytu wtórnego w niestopowym żeliwie sfe -
roidalnym w czasie obróbki cieplnej. Żeliwo zawiera -
jące 0,97% Mn posiadało w stanie surowym śladowe ilości tego
cementytu /0,19%/. Stwierdzono, że wyżarzanie żeliwa
prowadzi do wzrostu jego ilości, zależnie od rodzaju
wyżarzania oraz od sposobu nagrzewania i chłodzenia
oraz temperatury wygrzewania. Stwierdzono, że im mniej -
sza szybkość nagrzewania i chłodzenia, tym więcej w
żeliwie tworzy się cementytu wtórnego. Szczególną ro -
lę we wzroście ilości cementytu odgrywa czas znajdują -
nia się żeliwa sferoidalnego w zakresie międzykry -
tycznym. Wzrost tego czasu powoduje wzrost ilości ce -
mentytu wtórnego. Przyczyną tego stanu rzeczy jest sil -
ny wzrost segregacji manganu w zakresie międzykrytycz -
nym.

1. Wstęp

W stopach żelaza cementyt występuje w trzech rodza -
jach: pierwszorzędowy zwany pierwotnym, drugorzędowy
zwany wtórnym i trzeciorzędowy. Cementyt pierwotny współ -
nie z austenitem tworzy w temperaturze eutektycznej le -
deburyt, a wtórny w temperaturze eutektoidalnej perlit.
Cementyt wtórny występuje w stopach żelaza w formie
płytkowej /iglastej/ lub najczęściej siatkowej.

W żeliwie sferoidalnym niestopowym, które w zasa -
dzie jest żeliwem szarym, cementyt pierwotny na ogół nie
jest spotykany. W przypadku obecności w żeliwie znacznej

ilości manganu lub w cienkich ściankach odlewów można spotkać ledeburyt. Dość rzadko spotyka się w żeliwie płytową /iglastą/ formę cementytu wtórnego [1]. Autor w wielu badaniach napotkał cementyt siatkowy [8]. Według A.A. Popova i L.E. Popovej [13] podniesienie temperatury austenitizacji z 850 do 1000°C w żeliwie o składzie: 3,22% C, 2,73% Si, 1,11% Mn, 0,17% Cr, 0,15% Ni, powoduje podczas izotermicznego chłodzenia w temperaturze podkrytycznej, wydzielanie się z austenitu cementytu jako pierwszej fazy. Autorzy nie wspominają jednak o jego formie. Na rysunku 1

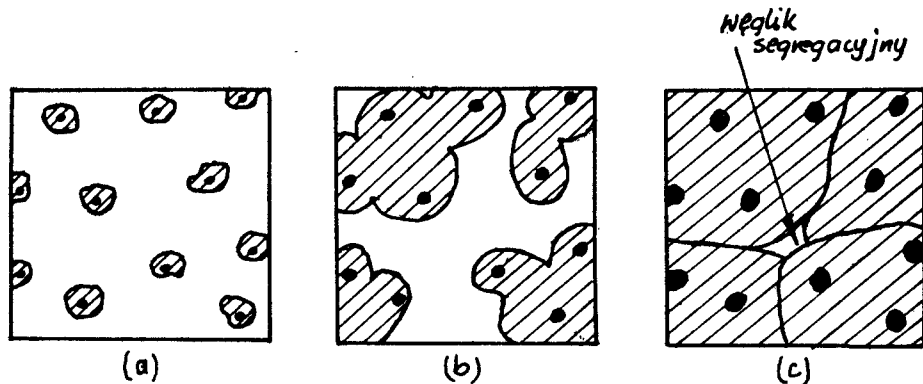


Rys.1. Cementyt siatkowy w martenzytyczno-perlitycznej ośnówce żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym: 3,07% C, 3,55% Si, 2,20% Mn, 0,08% P i 0,07% S. Żeliwo po nagrzaniu do 1000°C i wygrzaniu przez czas 4 h, chłodzono w powietrzu. Ze zbioru H.Oleszyckiego

przedstawiono mikrofotografię żeliwa zawierającego w osnowie cementyt siatkowy. W surowym stanie żeliwa sferoidalnego, jak też po obróbce cieplnej często można spotkać duże wydzielania cementytu, mającego dość zróżnicowane formy, jednak najczęściej zwarte lub o kształcie amebowatym, przypominającym wydzielanie eutektyki fosforowej.

G.Jolley i J.A.Belk [5] stwierdzili występowanie dużych wydzielań cementytu w odlewach o grubości ścian 305

i 253 mm. Nie stwierdzili ich w odlewach o mniejszej grubości. Według nich krystalizacja eutektyki żeliwa sferoidalnego w odlewach o dużej grubości następuje w ten sposób, że tworzą się zespoły /agregaty/ komórek eutektycznych, na których granicy powstaje silna segregacja manganu, a szczególnie chromu, co sprzyja powstawaniu dużych wydzieleni cementytu stopowego /rys.2/.



Rys.2. Schemat krystalizacji zespołów /agregatów/ komórek eutektycznych, na których granicy tworzą się duże wydzielenia cementytu [5]

Autorzy [5] nazywają ten cementyt masywnym.

Skład chemiczny cementytu w żeliwie sferoidalnym jest zależny od składu chemicznego żeliwa, szybkości krystalizacji, jak również od różnych warunków obróbki cieplnej. Cementyt jest fazą międzywęzłową o wzorze Fe_3C i ortorombowej sieci krystalicznej zawierającej 6,67% C, rozpuszczającej pewne ilości składników węglilotwórczych, jak też nie tworzących węglików [6,11]. Składniki węglilotwórcze podnoszą stabilność cementytu, a składniki niewęglilotwórcze, wręcz sprzyjające rozpadowi cementytu, podnoszą jego metastabilność [7].

Skład chemiczny cementytu może wahać się w znacznej mierze. W trakcie krystalizacji pierwotnej i podczas przemiany eutektoidalnej rozkład pierwiastków między roztwór



/austenit, ferryt/ i cementyt nie jest zgodny z równowagą termodynamiczną. W roztworach /austenit, ferryt/ jest za dużo składników węglkotwórczych /mangan/, a w cementycie za dużo składników sprzyjających grafityzacji /krzem/ [4,11].

Takie zabiegi cieplne jak: wygrzewanie w temperaturze podkrytycznej, austenitzowanie czy też wychładzanie pozwalają na osiągnięcie przez osnowę żeliwa równowagi termodynamicznej, a więc powodują wzbogacenie cementytu w mangan [4].

Dużą rolę w tworzeniu się dużych wydzieleni cementytu wtórnego /masywnego/ odgrywa segregacja składników chemicznych zarówno węglkotwórczych, jak też sprzyjających grafityzacji. J.Charbonnier i J.C.Margerie [3] na podstawie badań segregacji w żeliwie doszli do wniosku, że obróbka cieplna /głównie austenitzowanie/ bardzo powoli zmniejsza segregację i w miejsce segregacji dendrytycznej /ziarnowej/ może wystąpić segregacja strukturalna, w formie skupień perlitu lub wydzieleni węglków. G.Jolley i J. A.Belk [5] stwierdzili w badaniach sondą elektronową, że podczas wyżarzania grafityzującego następuje znaczna zmiana zawartości składników węglkotwórczych w węglkach. Podobne rezultaty osiągnęli A.Bylica i W.Sakwa [2]. Stwierdzili oni, że po krótkim czasie austenitzacji żeliwa sferoidalnego poddanego wyżarzaniu grafityzującemu, zawartość chromu i manganu na granicach komórek eutektycznych zawierających węgliki wzrosła a nie zmalała, tak więc segregacja tych składników nasiliła się. Dopiero bardzo długi czas austenitzacji pozwolił na zmniejszenie tej segregacji. Podobnie o nasileniu segregacji manganu w węglkach po wyżarzaniu grafityzującym żeliwa sferoidalnego pisze C.Pelhan [12].

Obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego nie tylko zmienia układ segregacji w osnowie żeliwa sferoidalnego, ale doprowadza do zmian składu chemicznego cementytu wtórnego /masywnego/ lub nawet eutektoidalnego. Obróbka cieplna wywołuje również zmiany w ilości cementytu wtórnego. Autorzy pracy [10] przeprowadzili obróbkę cieplną niesto -

powego żeliwa sferoidalnego polegającą na nagrzaniu do 1000°C , wygrzaniu przez czas 4 lub 16 h z następnym podchłodzeniem w piecu do $900, 850, 800$ i 750°C , wychłodzeniem w wymienionych temperaturach w czasie 0,2 i 3 h i następnym dochładzaniu w powietrzu. Stwierdzili przy tym, że w żeliwie obrobionym cieplnie cementyt wtórny występował w większej ilości aniżeli w stanie surowym. Najwięcej cementytu wtórnego stwierdzono po 4 h austenitzacji i 0 h wychładzania, natomiast im dłuższy był czas austenitzacji oraz czas wychładzania, to ilość tego cementytu ulegała zmniejszeniu. W rzadkich przypadkach /po długim czasie austenitzacji i długim czasie wychładzania w temperaturach nadkrytycznych/ zawartość omawianego cementytu obniżała się poniżej zawartości dla stanu surowego. Opisane przypadki dotyczyły gatunków żeliwa, w których w stanie surowym zawartość cementytu wtórnego była bardzo mała i wynosiła 0,4 do 0,6 %.

Autor w pracy [7] badał wpływ szybkości chłodzenia na ilość cementytu w żeliwie sferoidalnym. Jako obróbkę cieplną stosował wyżarzanie normalizujące i grafityzujące. Stwierdził w badaniach, że bez względu na ilość i rodzaj cementytu w niestopowym żeliwie sferoidalnym /wtórny, ledeburytyczny/ po austenitzowaniu żeliwa w czasie dłuższym od jednej godziny, ilość cementytu w żeliwie chłodzonym w piecu /wyżarzanie grafityzujące/ była z reguły wyższa aniżeli w żeliwie chłodzonym w powietrzu /wyżarzanie normalizujące/.

Stwierdził ponadto, że żeliwo sferoidalne, które w stanie surowym nie wykazywało istnienia cementytu wtórnego posiadało go zarówno po wyżarzaniu grafityzującym, jak normalizującym. Na podstawie badań autor sformułował wniosek, że bezpośrednią przyczyną tworzenia się cementytu wtórnego są zmiany w układzie segregacji krzemu i manganu. Według niego nagrzewanie szczególnie w zakresie $A_{\text{Cl}}^{\text{P}} - A_{\text{Cl}}^{\text{K}}$, krótki czas austenitzowania oraz chłodzenie, szczególnie w zakresie $A_{\text{r}}^{\text{P}} - A_{\text{r}}^{\text{K}}$, nasila segregację wspomnianych składników, przy czym nasilenie segregacji manganu jest przy-

czyną tworzenia się i powiększenia ilości cementytu wtórnego.

Przedstawiony wyżej przegląd literatury skłonił autorów do przeprowadzenia dokładniejszych badań, mogących bliżej naświetlić zmiany ilościowe cementytu wtórnego po obróbce cieplnej.

2. Program i metodyka badań

Do badań przyjęto jeden gatunek żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym: C-3,65%, Si-2,52%, Mn-0,97%, P-0,09%, S-0,007% wytopionego w żeliwiaku kwaśnym z grzaniem dmu - chem i odlanego do form piaskowych w odlewy Y.

Z wybranych 10 odlewów Y z ich dolnych części wycięto próbki o wymiarach 10 x 10 x 10 mm. Przed rozcięciem odlewów Y próbki wytrasowano i oznakowano tak, aby powierzchnia przeznaczona do zglądu była naprzeciwległa do powierzchni oznakowanej. Z każdego odlewu Y otrzymano 40 próbek, które z sobą wymieszano, a następnie pobierano w sposób losowy 4 próbki i ładowano do pojemników rurowych o średnicy 25 mm oraz wysokości 60 mm. Pojemniki dopełniano węglem drzewnym i zaślepiano azbestem. W ten sposób 4 próbki obrabiane cieplnie w identyczny sposób, służyły do badań mikroskopowych.

Obróbkę cieplną przeprowadzono według czterech wariantów:

Wariant I

Nagrzewanie powolne pojemników przez załadowanie do zimnego pieca i grzanie z piecem do temperatury 1000°C, 875°C, 810°C, wygrzewanie w każdej temperaturze w czasie 0,1, 2, 4 i 8 h i chłodzenie próbek w pojemnikach w spokojnym powietrzu.

Wariant II

Nagrzewanie szybkie pojemników przez załadowanie ich do pieca nagrzanego do temperatury: 1000°C, 875°C, 810°C, 740°C, wygrzewanie w czasie 0,1, 2, 4 i 8 h oraz chłodzenie próbek w pojemnikach w spokojnym powietrzu.

Wariant III

Nagrzewanie szybkie /jak poprzednio/ pojemników do temperatury 1000°C , 875°C , 810°C , wygrzewanie w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h i chłodzenie pojemników z próbkami w piecu.

Wariant IV

Nagrzewanie szybkie /jak poprzednio/ pojemników do temperatury 875°C , wygrzewanie w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h i chłodzenie próbek w oleju, po ich szybkim wyładowaniu z pojemników.

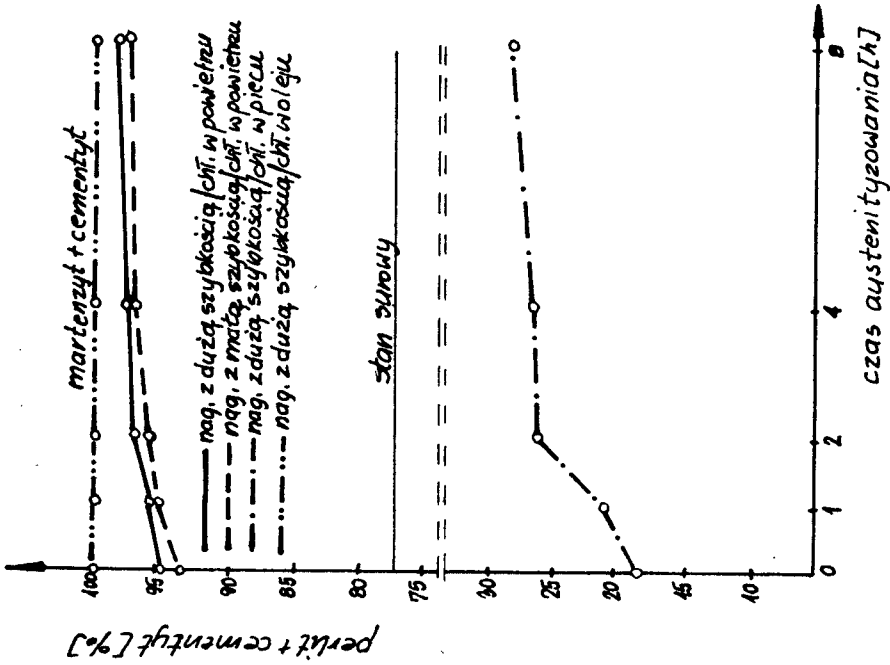
Czas nagrzewania pojemników z próbkami do określonej temperatury przyjęto dla nagrzewania szybkiego 30 minut. Szybkość nagrzewania przy powolnym grzaniu wynosiła około $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$ szybkość chłodzenia z piecem do temperatury 350°C wynosiła około $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$, natomiast w powietrzu $112^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

Po zakończeniu obróbki cieplnej z każdej próbki zdemontowano warstwę 1,5 mm od strony przeznaczoną do wykonywania zglądów metalograficznych. Na zglądach wytrawionych nitaliem dokonano ilościowych pomiarów składników struktury stosując metodę siatki punktów, na mikroskopie świetlnym pod powiększeniem 250x. Konieczną ilość przyłożeń siatki obliczono zgodnie z wzorem podanym przez A. Rysia [14].

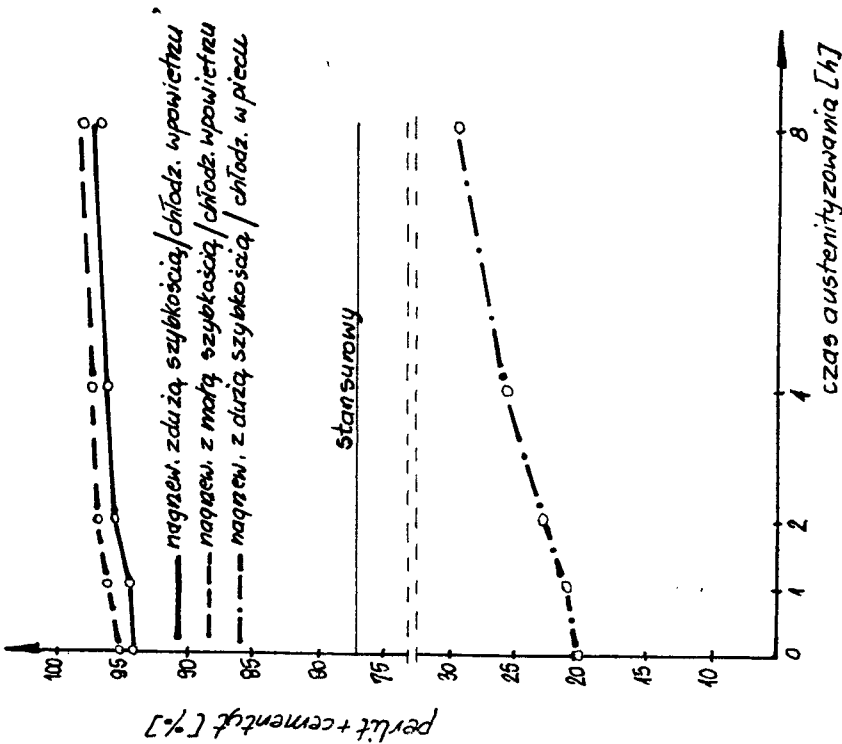
3. Wyniki badań i ich analiza

Struktura żeliwa w stanie surowym zawierała: 8,2% grafitu oraz w osnowie: 22,5% ferrytu, 77,2% perlitu i 0,27% cementytu przy 12 przyłożeniach siatki o 441 węzłach. Za wartość cementytu określona przy 120 przyłożeniach siatki, wynosiła 0,19%.

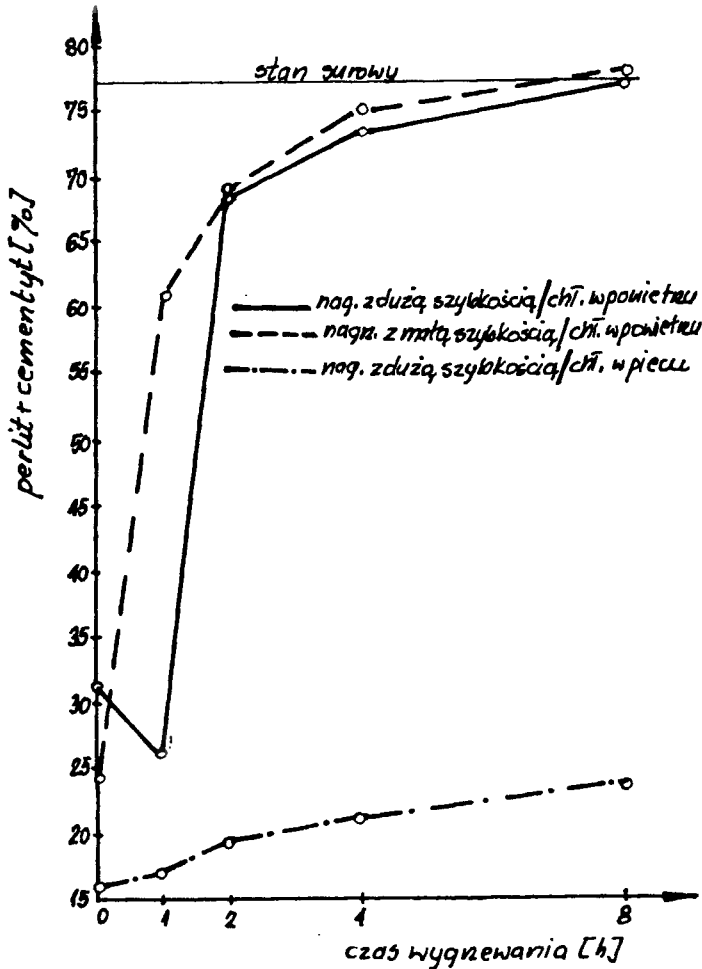
Rysunki od 3 do 6 przedstawiają strukturę badanego żeliwa sferoidalnego poddanego obróbce cieplnej, uporządkowane w zależności od temperatury wygrzewania. Na rysunkach strukturę podano jako sumę perlitu i cementytu względnie martenzytu i cementytu dla wariantu IV. Do perlitu i martenzytu wliczono również cementyt wtórny jako fazę wysokowęglową. Na każdym z wykresów dopełnienie do 100% stanowi ferryt.



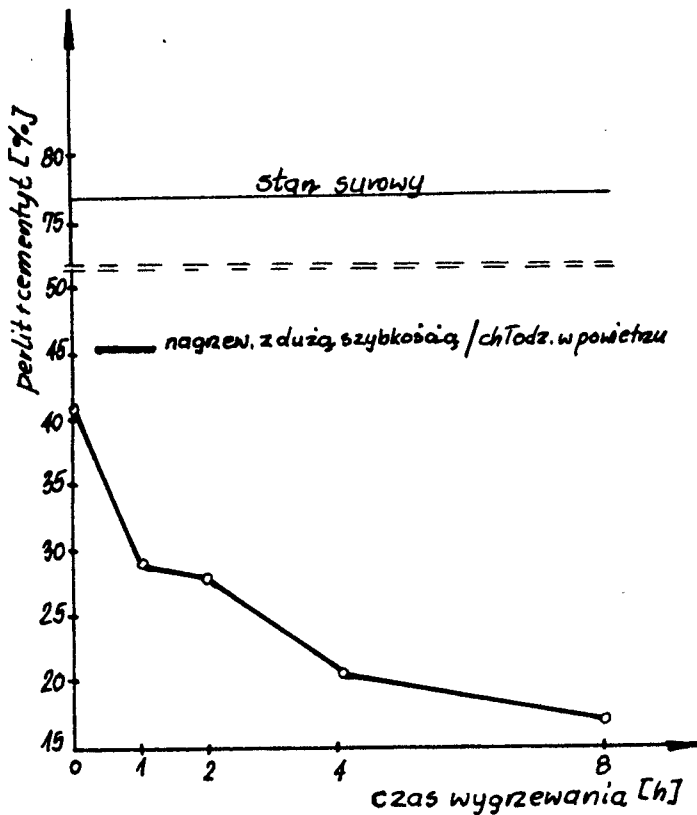
Rys. 4. Struktura żeliwa sferoidalnego w zależności od czasu austenitowania w temperaturze 875°C dla różnych sposobów nagrzewania i chłodzenia



Rys. 3. Struktura żeliwa sferoidalnego w zależności od czasu austenitowania w temperaturze 1000°C dla różnych sposobów nagrzewania i chłodzenia



Rys.5. Struktura żeliwa sferoidalnego w zależności od czasu wygrzewania w temperaturze 810°C dla różnych sposobów nagrzewania i chłodzenia



Rys.6. Struktura żeliwa sferoidalnego w zależności od czasu wygrzewania w temperaturze 740°C dla nagrzewania szybkiego z chłodzeniem w powietrzu

Ponadto na rysunkach podano zawartość faz wysokowęglowych /tzn. perlit + cementyt/ dla osnowy żeliwa w stanie surowym.

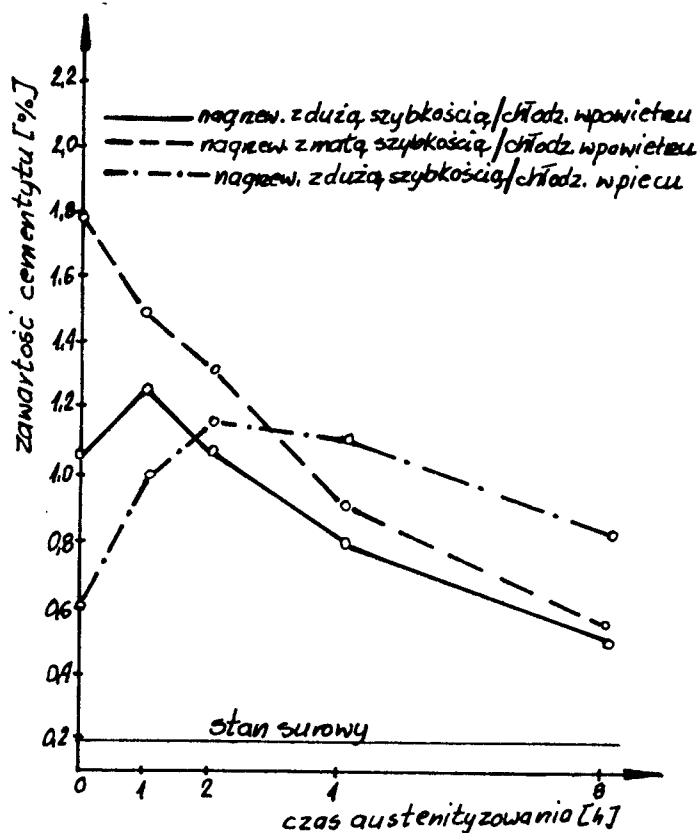
Z przedstawionych na rysunkach wykresów wynika, że podczas wyżarzania normalizującego żeliwa ilość perlitu rośnie w miarę przedłużania czasu austenityzowania /1000 i $850^{\circ}\text{C}/$, jak również czasu wygrzewania w zakresie międzykrytycznym / $810^{\circ}\text{C}/$. Zjawisko to jest powszechnie znane i wiąże się ze wzrostem stabilności austenitu w wyniku ujednorodnienia w temperaturach nadkrytycznych, wzglę-

dnie ze wzrostem ilości austenitu w miarę przedłużania czasu wygrzewania w zakresie międzykrytycznym. Wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej powoduje, że zawartość perlitu ulegała ciągłemu zmniejszaniu, wskutek postępującej grafityzacji cementytu eutektoidalnego, co prowadziło do wzrostu ilości ferrytu.

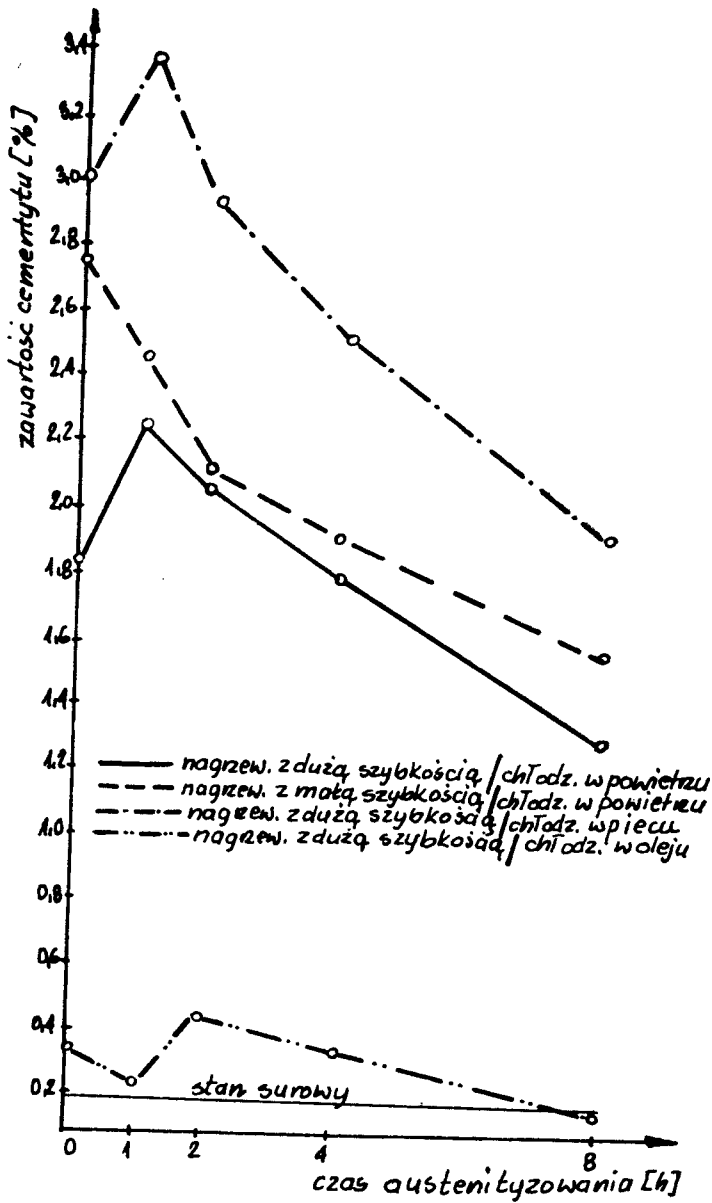
Austenitizowanie w temperaturze 875°C z chłodzeniem w oleju doprowadziło do otrzymania dla każdego czasu austenitizowania 100% martenzytu z cementytem /ilość cementytu była w tym przypadku znikoma/.

Wyżarzanie grafityzujące żeliwa sferoidalnego prowadzi do znacznej ferrytyzacji osnowy, jednakże zawartość resztkowego perlitu rośnie ze wzrostem czasu wygrzewania zarówno w temperaturach nadkrytycznych / 1000 i 875°C /, jak też w międzykrytycznych / 810°C /. Fakt ten świadczy wyraźnie o wzroście stabilności austenitu w miarę przedłużania czasu wygrzewania w temperaturze nadkrytycznej i międzykrytycznej. Rola temperatury wygrzewania podczas wyżarzania ujednorodniającego ujawnia się w ten sposób, że im jest wyższa tym więcej pozostaje w żeliwie resztkowego perlitu.

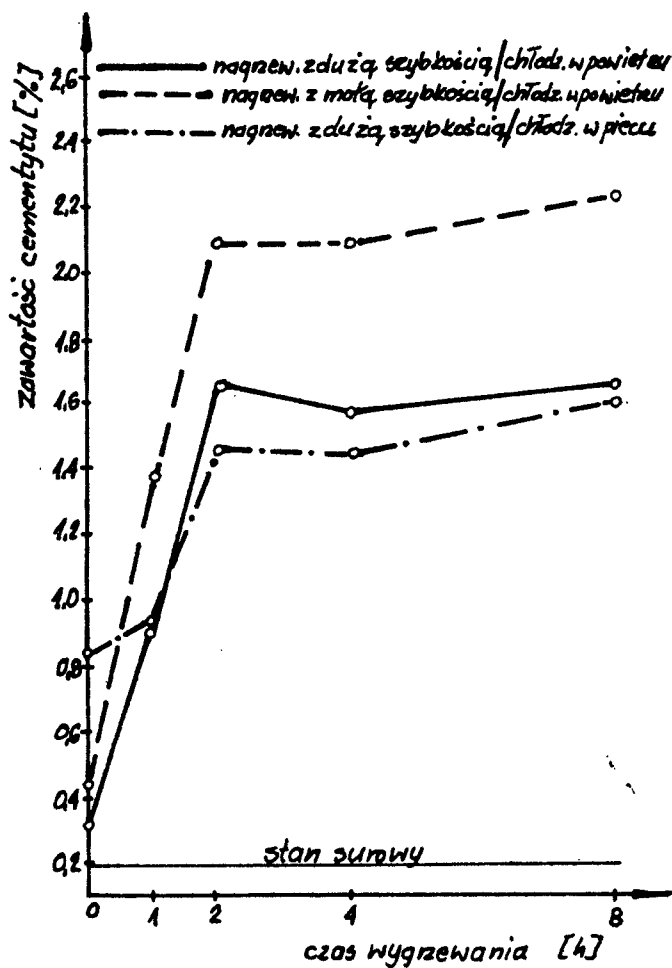
Na rysunkach od 7 do 10 przedstawiono wykresy zmian ilości cementytu wtórnego, otrzymane dla 120 przyłożeń siatki o 441 węzłach /po 30 przyłożeń na każdą z czterech próbek/, w zależności od różnych sposobów nagrzewania i chłodzenia oraz od czasu austenitizowania /1000 i 875°C/ i wygrzewania /810 i 740°C/. Na rysunkach nanie-



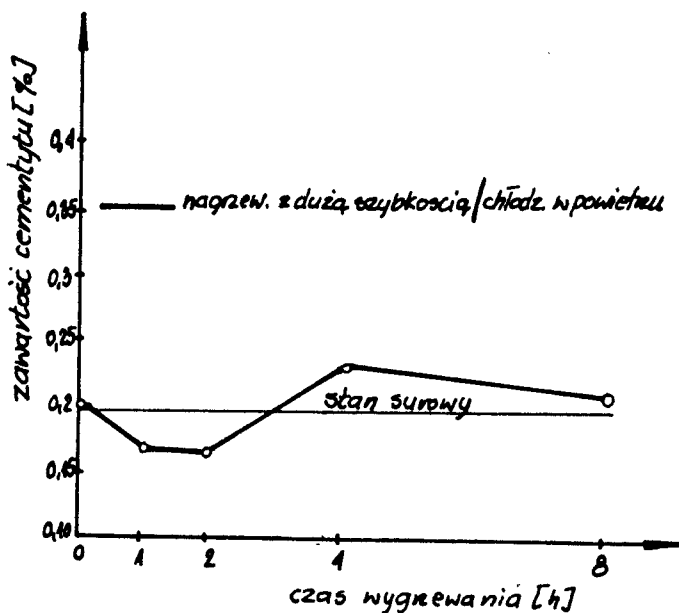
Rys.7. Wpływ czasu austenitizowania na ilość cementytu wtórnego w temperaturze 875°C przy różnych sposobach nagrzewania i chłodzenia



Rys.8: Wpływ czasu austenitzowania na ilość cementytu wtórnego w temperaturze 875°C przy różnych sposobach nagrzewania i chłodzenia



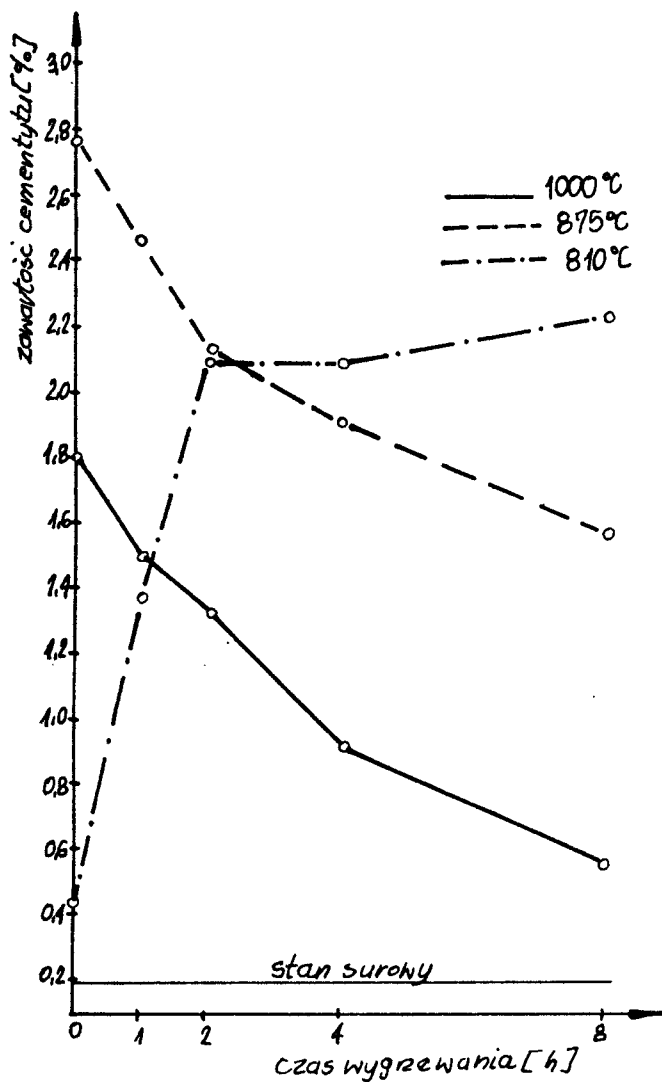
Rys. 9. Wpływ czasu wygrzewania na ilość cementytu wtórno-
 no w temperaturze 810°C przy różnych sposobach na-
 grzewania i chłodzenia



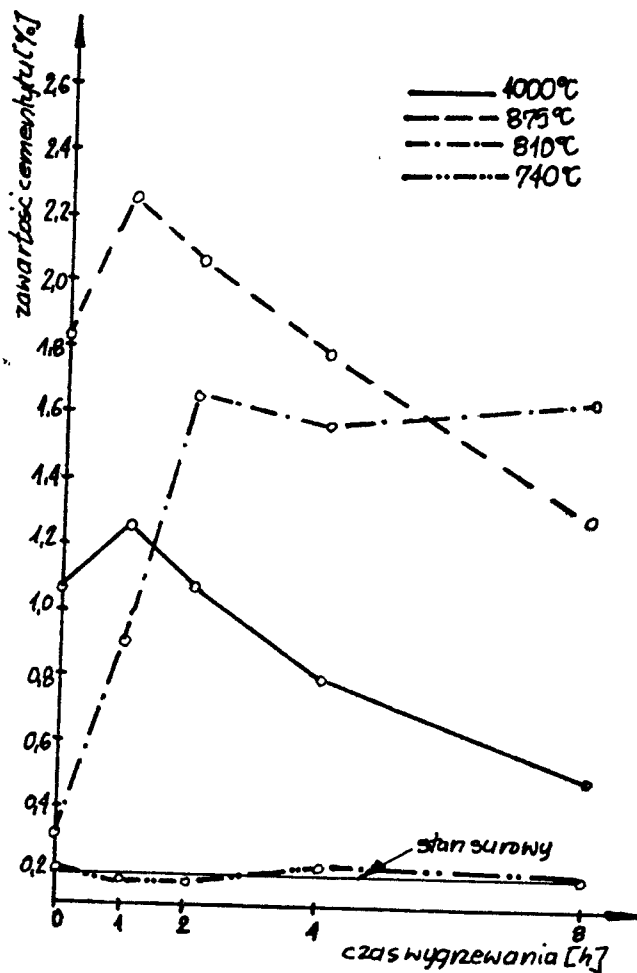
Rys.10. Wpływ czasu wygrzewania na ilość cementytu wtórnego w temperaturze 740°C przy szybkim nagrzewaniu i dalszym chłodzeniu w powietrzu

siono również zawartość cementytu wtórnego dla stanu surowego badanego żeliwa. Rysunki uporządkowano według temperatury austenityzowania /1000 i 875°C /, względnie wygrzewania /810 i 740°C /. Natomiast na rysunkach od 11 do 14 przedstawiono zmiany zawartości cementytu według stosowanych wariantów obróbczych I, II, III, IV.

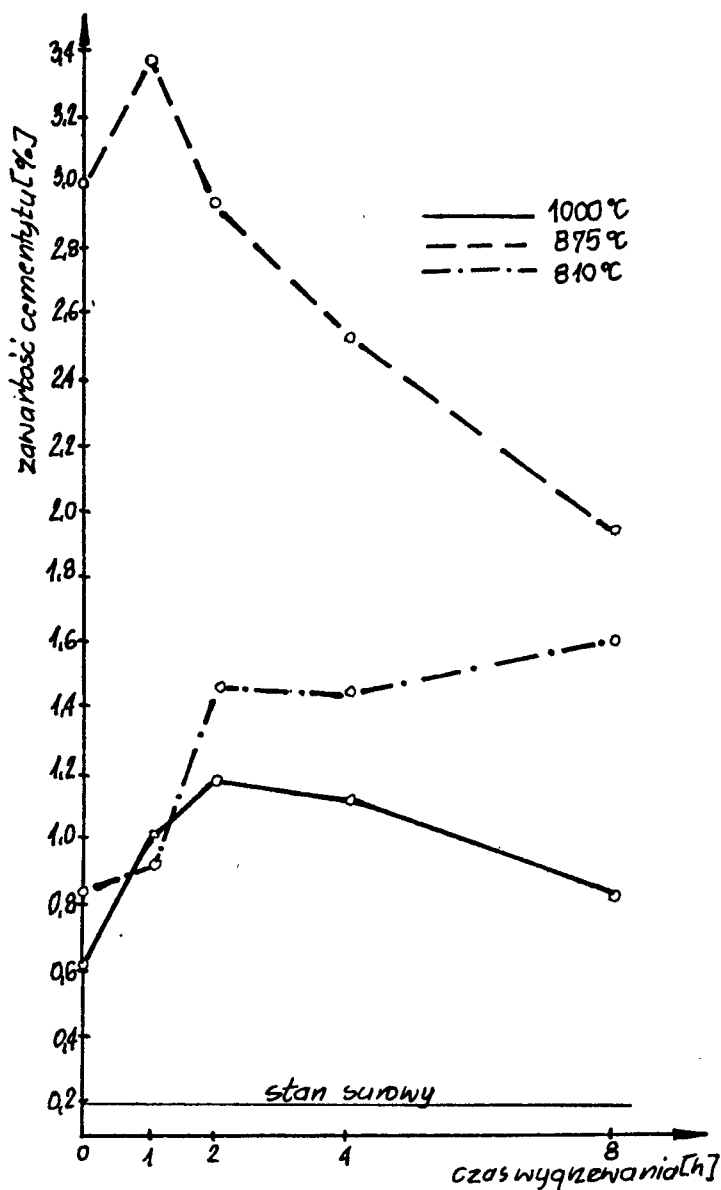
Powszechnie uważa się, że źródłami węgla dla tworzącego się podczas nagrzewania żeliwa sferoidalnego austenitu jest cementyt eutektoidalny oraz grafit. Nie ma natomiast jednolitego poglądu na to, czy grafit staje się tym źródłem natychmiast po przekroczeniu temperatury A_{Cl}^{P} , czy też dopiero powyżej A_{Cl}^{K} .



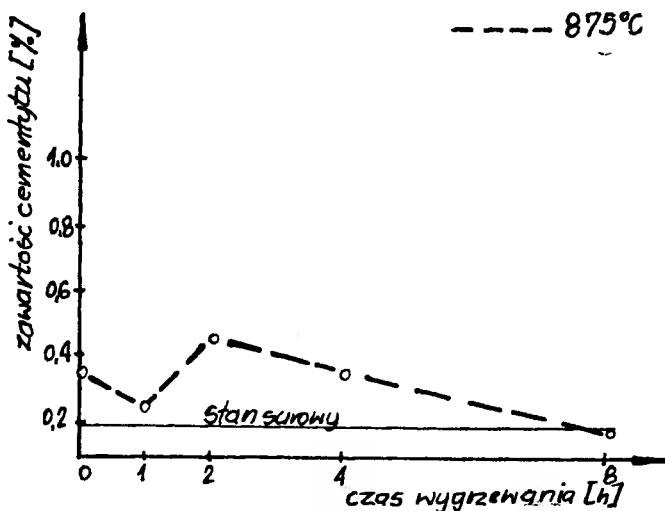
Rys.11. Wpływ czasu wygrzewania na ilość cementytu wtórnego otrzymanego dla obróbki cieplnej według wariantu I



Rys.12. Wpływ czasu wygrzewania na ilość cementytu wtórnego otrzymanego dla obróbki cieplnej według wariantu II



Rys.13. Wpływ czasu wygrzewania na ilość cementytu wtórnego otrzymanego dla obróbki cieplnej według wariantu III



Rys.14. Wpływ czasu wygrzewania na ilość cementytu wtórnego otrzymanego dla obróbki cieplnej według wariantu IV

Również na ogół uważa się, że podczas austenitowania żeliwa jednorodność jego osnowy rośnie w miarę przedłużania czasu wygrzewania, z jednej strony przez postępujący rozpad resztek cementytu, a z drugiej przez wyrównywanie zawartości węgla i innych pierwiastków składowych żeliwa w austenicie.

Hartowanie żeliwa pozwala na wgląd w strukturę jaka istnieje w określonych warunkach austenitowania. A za tym badanie mikroskopowe hartowanego żeliwa umożliwia stwierdzenie stopnia rozpadu resztkowego cementytu.

W badanym żeliwie stwierdzono w stanie surowym występowanie cementytu wtórnego w bardzo niewielkiej ilości 0,19%. Cementyt ten występujący w zdecydowanie innej formie niż cementyt eutektoidalny, znajdował się w oddaleniu od grafitu na granicach zespołów komórek eutektycznych. Badanie ilościowe tego cementytu w żeliwie hartowanym z temperatury 875°C /rys.8 i 14/ wykazało, że do 2h austenitowania ilość cementytu wzrosła z 0,19% do 0,46%,

a więc prawie 2,5-krotnie. Dalsze przedłużenie austenitowania powodowało powolne zmniejszenie się jego ilości. Jednakże po 8 h zawartość cementytu wynosiła jeszcze 0,17%. Fakt ten wskazuje, że na początku austenitowania zachodziły w osnowie żeliwa procesy dyfuzyjne, które doprowadziły do wzrostu zawartości cementytu wtórnego. Można zatem wysunąć hipotezę, że cementyt wtórny nie tylko nie jest źródłem nasycenia ferrytu podczas nagrzewania oraz nasycania austenitu podczas wygrzewania, ale jego ilość w początkowym okresie austenitacji wzrasta.

Z rysunków 7 i 8 wynika, że zawartość cementytu wtórnego w żeliwie normalizowanym z temperatury 1000 i 875^o C zależy od szybkości nagrzewania. W ogóle w żeliwie normalizowanym z podanych wyżej temperatur zawartość cementytu wtórnego wielokrotnie przewyższa jego ilość w stanie surowym. Po nagrzewaniu z małą szybkością otrzymuje się w żeliwie więcej cementytu wtórnego aniżeli po nagrzaniu z dużą szybkością. Te różnice ilościowe zachowują się mimo ciągłego zmniejszania się jego zawartości w obu przypadkach z upływem czasu austenitowania. Ponadto po nagrzewaniu szybkim, przy krótkim czasie austenitowania następuje przyrost ilości cementytu wtórnego, podobnie jak to miało miejsce podczas hartowania.

Wyżarzanie grafityzujące przy wygrzewaniu w temperaturze 1000 i 875^oC prowadzi do większej ilości cementytu wtórnego w żeliwie aniżeli wyżarzanie normalizujące /rys.8/. W temperaturze 1000^oC większa ilość tego cementytu pozostaje w żeliwie dopiero po 3 h austenitowania, natomiast w 875^oC w każdym czasie austenitowania. Ponieważ wyżarzanie grafityzujące przeprowadzono przez szybkie nagrzewanie wystąpił tu, podobnie jak przy wyżarzaniu normalizującym wzrost ilości cementytu w początkach austenitowania.

Wygrzewanie w temperaturze międzykrytycznej /810^oC / prowadzi do ciągłego wzrostu ilości cementytu wtórnego, bez względu na szybkość nagrzewania czy też szybkość chłodzenia /rys.9/. Najsilniejszy przyrost ilości cementytu

następuje do 2 godzin wygrzewania. Dalsze przedłużenie czasu ma nieznaczny wpływ. Szczególnie intensywny przyrost ilości cementytu wtórnego po wygrzewaniu w temperaturze 810°C należy przypisać w pewnej mierze podobnie silnemu przyrostowi perlitu po tymże czasie /rys.5/. Największą ilość cementytu otrzymuje się po nagrzewaniu z małą prędkością i chłodzeniu w powietrzu. Po nagrzewaniu z dużą prędkością, większą ilość cementytu otrzymuje się po chłodzeniu w powietrzu aniżeli w piecu, z wyjątkiem początkowego okresu wygrzewania od 0 do 1 h. Należy uważać, że w czasie wygrzewania w zakresie międzykrytycznym zachodzą procesy dyfuzyjne szczególnie sprzyjające tworzeniu się względnie wzrostu ilości cementytu wtórnego.

Wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej 740°C w bardzo małym stopniu zmienia ilość cementytu wtórnego /rys. 10/. W początkowym czasie wygrzewania jego ilość nieco maleje w stosunku do ilości w stanie surowym, a następnie wzrasta.

Z rysunków 11, 12 i 13 wynika, że austenitizowanie w temperaturze 1000°C prowadzi do otrzymania znacznie mniejszej ilości cementytu wtórnego aniżeli w temperaturze 875°C . Natomiast wygrzewanie w temperaturze międzykrytycznej ma tak duży wpływ na ilość tego cementytu, że przy nagrzewaniu żeliwa z małą szybkością i chłodzeniu w powietrzu, jego ilość po 2 h wygrzewania jest większa aniżeli po austenitizowaniu w 875°C /rys.11/. Podobne zjawisko obserwuje się w żeliwie po nagrzewaniu z dużą szybkością i chłodzeniu w powietrzu /rys.12/. Jedynie po nagrzaniu żeliwa z dużą szybkością i chłodzeniu w piecu, wygrzewanie w temperaturze międzykrytycznej nie doprowadziło, w stosowanym czasie wygrzewania, do większej ilości cementytu segregacyjnego w stosunku do wyżarzania grafityzującego z temperatury 875°C /rys.13/.

Reasumując wyniki przedstawionych badań należy stwierdzić, że w każdych warunkach przeprowadzonej obróbki cieplnej ilość cementytu wtórnego w żeliwie była znacznie wyższa aniżeli w stanie surowym. Wpływ na ilość ce -

mentytu wywierają warunki przeprowadzenia każdego zabiegu cieplnego: nagrzewania, austenitzowania i chłodzenia. Zmniejszenie szybkości nagrzewania oraz zmniejszenie szybkości chłodzenia powoduje wzrost ilości cementytu wtórnego. Wyższa temperatura austenitzowania zmniejsza ilość cementytu. Wpływ czasu austenitzowania jest zależny od szybkości nagrzewania. Przy małej szybkości nagrzewania, każde przedłużenie czasu austenitzowania powoduje zmniejszenie ilości cementytu wtórnego. Przy dużej szybkości nagrzewania w początkowym okresie austenitzowania /do 1 lub 2 h/ następuje przyrost ilości cementytu wtórnego, natomiast dalsze przedłużanie tego czasu wywołuje zmniejszenie ilości tegoż cementytu.

Szczególną rolę ma wygrzewanie w zakresie międzykrytycznym, tj. między temperaturami A_{Cl}^p i A_{Cl}^k . Z badań wynika, że w okresie do 2 h wygrzewania następuje w tych temperaturach bardzo intensywny przyrost ilości cementytu wtórnego, bez względu na szybkość nagrzewania lub chłodzenia. Fakt ten jest związany z intensywnym przyrostem perlitu w tym samym przedziale czasu wygrzewania /rys.5/. Rola szybkości nagrzewania jest w tym przypadku taka sama jak przy obróbce związanej z austenitzowaniem. Jednocześnie wygrzewanie w tym zakresie temperatur /zakres międzykrytyczny/przyczynia się do otrzymania większej ilości cementytu wtórnego aniżeli po wygrzewaniu w obu temperaturach nadkrytycznych 875 i 1000°C.

Biorąc pod uwagę przedstawione wyżej wyniki badań należy uznać, że bezpośrednią przyczyną przyrostu ilości cementytu wtórnego w niestopowym żeliwie sferoidalnym po wyżarzaniu normalizującym i grafityzującym, a szczegól - nie po wyżarzaniu niezupełnym / wygrzewanie w zakresie międzykrytycznym/ są zmiany w układzie segregacji pierwiastków składowych żeliwa /głównie manganu/, jakie dokonują się w trakcie obróbki cieplnej. W pracy [7] autor przedstawia wstępną hipotezę zmian w segregacji Si i Mn podczas nagrzewania i chłodzenia, którą przedstawione wyniki badań potwierdzają.

W skrócie hipoteza ta brzmi następująco: W zakresie międzykrytycznym współistnieją obok siebie ferryt i austenit. Mangan, który łatwiej rozpuszcza się w austenicie dyfunduje do niego, natomiast krzem łatwiej rozpuszczający się w ferrycie zostaje z austenitu usuwany i gromadzi się w ferrycie. W ten sposób obszary austenitu wzbogacają się w mangan, a ubożeją w krzem. Ponieważ w zakresie międzykrytycznym taka sama sytuacja strukturalna występuje zarówno podczas nagrzewania, jak też chłodzenia, więc nagrzewanie, wygrzewanie lub wychładzanie i chłodzenie w tym zakresie temperatur sprzyjać będzie powiększaniu się ilości cementytu wtórnego.

W oparciu o obecne, jak i wcześniejsze badania trudno jest dać dostateczne wyjaśnienie zaobserwowanych zjawisk. Na przykład nie jest sprawą wyjaśnioną czy cementyt wtórny może utworzyć się, jeżeli w żeliwie surowym nie występował.

Obecne badania dowodzą, że może następować przyrost jego ilości w przypadku bardzo małej jego zawartości w stanie surowym /0,19%/. Autor pracy [7] stwierdził, że może on powstać nawet wtedy, gdy w stanie surowym żeliwa nie ma go zupełnie. W chwili obecnej ten wniosek wydać się może nie w pełni uzasadniony. Stwierdzenie bowiem w żeliwie obecności tak małych ilości cementytu /0,19%/ nie jest łatwe. W wielu przypadkach prac naukowych taka ilość cementytu wtórnego /masywnego/ jest zupełnie pomijana, jako nie mająca znaczenia.

W obecnym stanie badań można następująco wyjaśnić zmiany zachodzące w ilości cementytu wtórnego w trakcie różnych rodzajów wyżarzania. Podczas nagrzewania, przy przejściu przez międzykrytyczny zakres temperatur, kiedy w strukturze występują ferryt i austenit, mangan dyfunduje z ferrytu do austenitu, natomiast krzem odwrotnie z austenitu do ferrytu. W stanie surowym centralne obszary komórek eutektycznych są silniej wzbogacone w krzem, aniżeli obszary graniczne komórek. Mangan odwrotnie wzbogaca obszary graniczne komórek, a jest jego mniej w obszarach

centralnych. Podane poprzednio kierunki dyfuzji Si i Mn będą zwiększać stopień segregacji /rozdziła/ obu pierwiastków. Wiadomo z kolei, że przemiana perlitu w austenit nie jest równoznaczna z otrzymaniem jednorodnego austenitu, istnieją w nim liczne nierozpuszczalne resztkowe ziarenka cementytu. Cementyt wtórny /masywny/ ze względu na swą wielkość jest trudniejszy do rozpuszczania się w austenicie aniżeli cementyt eutektoidalny. Zachodzące w zakresie międzykrytycznym wzbogacanie austenitu w mangan prowadzi będzie równoległe do wzbogacania w mangan nierozpuszczonych cząstek cementytu, a tym bardziej cementytu wtórnego /masywnego/. Tym samym cementyt ten staje się bardziej stabilny. W niejednorodnym austenicie istnieć będą również silne fluktuacje zawartości węgla i wiele jego mikroobszarów będzie przesyconych węglem. To sprzyjać będzie dyfuzji węgla do cementytu i tym samym wzrostowi jego wielkości i ilości. Taką hipotezę potwierdza wynik hartowania żeliwa z temperaturą 875°C , która nieznacznie przekraczała górną temperaturę krytyczną podczas nagrzewania $/A_{Cl}^k/$. W żeliwie hartowanym znajdowało się więcej cementytu masywnego aniżeli w stanie surowym. Zmniejszenie szybkości nagrzewania zwiększa czas przejścia przez zakres temperatur krytycznych, a tym samym umożliwia w większym stopniu, aniżeli nagrzewanie szybkie, wzbogacenie austenitu w mangan i zubożenie jego w krzem. W tych warunkach wzrasta możliwość powiększania się ilości cementytu wtórnego /masywnego/.

Wgrzewanie w zakresie austenitu prowadzi, jak wykazały badania, do ciągłego zmniejszania ilości cementytu wtórnego. Z tego faktu należy wysnuć wniosek, że kierunki dyfuzji krzemu i manganu zostały po nagraniu do zakresu austenitycznego odwrócone. Jednakże po nagraniu żeliwa z dużą szybkością w początkowym okresie austenitacji ilość węglików rośnie, a dopiero po pewnym czasie zaczyna maleć. W badaniach wpływu szybkości nagrzewania na strukturę żeliwa normalizowanego stwierdzono, że po nagraniu żeliwa z dużą szybkością /od 300 do 1600°C/h / w

początkowym okresie austenitzowania następowało obniżenie ilości perlitu, a po pewnym czasie /od 1 do 4 h/ ciągle jego przyrost ze wzrostem czasu [9]. Należy stąd wnosić, że po szybkim nagrzewaniu dyfuzja składników żeliwa w początkowym okresie austenitzowania odbywa się w tym samym kierunku jak w zakresie międzykrytycznym. Dla odwrócenia kierunków dyfuzji potrzebny jest pewien czas, który w niniejszych badaniach wynosił do 2 h.

4. Wnioski

W czasie obróbki cieplnej żeliwa, w szczególności podczas nagrzewania i chłodzenia istnieją warunki, w których istniejący w stanie surowym cementyt wtórny /masywny/ może powiększyć swoją objętość. Wzrost ilości cementytu wtórnego następuje w czasie przechodzenia podczas nagrzewania i chłodzenia żeliwa przez zakres temperatur krytycznych .

Obecność cementytu wtórnego w niewielkiej ilości w stanie surowym, może nie mieć znaczenia dla własności mechanicznych i eksploatacyjnych żeliwa. Jednakże przyrost jego ilości i to bardzo silny, jak wykazały badania, może hamująco wpłynąć na wzrost uduwności oraz obniżenia temperaturowego progu kruchości po wyżarzaniu normalizującym, względnie grafityzującym .

LITERATURA

1. Baranow A.A., Bunin K.P., Efsjukov M.F., Pritomanova M.J.: Mechanizm dielenja kristallov cementita pri sferoidizujušcim otźige. MiTOM 1969 nr 6, s.1-3
2. Bylica A., Sakwa W.: Dobór parametrów dwustopniowego wyżarzania grafityzującego w świetle nowych badań. VI Konferencja Odlew. PAN-STOP Katowice 1968, s.167
3. Charbonier J., Margerie J.: Mikrosegierungen bei Gusseisen. Giesserei Techn.Wiss. - Beihefte 1964 nr 3 , s.143

4. Drapal S.: Einfluss von Mangan auf die Stabilisierung und Zerfallkinetik des Zementits im Temperguss. Treiberger Forschungshefte, B59, s.84
5. Jolley G., Belk J.A.: Microsegregation in nodular cast iron and its relationship to mechanical properties in different section sizes after various heat treatments . BCiRA I nr 5 1964, s. 651
6. Luty W.: Obróbka cieplna stopów żelaza. Poradnik. Wyd. N-T. Warszawa, 1977
7. Oleszycki H.: Cementyt w żeliwie sferoidalnym./ Artykuł przesłany do redakcji Metaloz. i Obróbki Ciepłej. IMP Warszawa 1978/
8. Oleszycki H.: Badania mechanizmu sferoidyzacji cementytu eutektoidalnego w żeliwie sferoidalnym. PAN, Metalurgia 19 Kraków 1972, s.83-132
9. Oleszycki H.: Wpływ szybkości nagrzewania i czasu wygrzewania na strukturę i twardość żeliwa sferoidalnego. Sympozjum, Naukowe problemy konstrukcji, technologii i eksploatacji maszyn. Cz.II Bydgoszcz 1977 s. 317-326
10. Oleszycki H., Sadowski J.: Dobór warunków chłodzenia po austenityzowaniu podczas wyżarzania normalizującego w żeliwie sferoidalnym. ATR Bydgoszcz Zeszyty Naukowe - Mechanika 1977 / w druku/
11. Podrzucki C., Kalata C.: Metalurgia i odlewnictwo żeliwa. Wyd. "Śląsk" Katowice 1971
12. Pelhan C.: Mikroseigerungen und Wärmebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit. "Giesser - Prax", 1973 s.17
13. Popov A.A., Popova L.E.: Izotermiceskije i termokinetičeskije diagramy rozpada pereochlaždenного austenita. Gos. N-T. Izd. Maś.Lit. Moskwa 1962
14. Ryś J.: Wstęp do metalografii ilościowej. Wyd. "Śląsk " Katowice 1970

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА НАГРЕВАНИЯ И ОХЛАЖДЕНИЯ, А ТАКЖЕ ВРЕМЕНИ ПРОГРЕВАНИЯ НА КОЛИЧЕСТВО ВТОРИЧНОГО ЦЕМЕНТИТА В НЕЛЕГИРОВАННОМ МАГНИЕВОМ ЧУГУНЕ

Резюме

В статье представлены исследования над поведением вторичного цементита в нелегированном магниевом чугуна во время термической обработки. Чугун содержащий 0,97% марганца в сыром состоянии содержал только признаки этого цементита /0,19 %/. Установлено, что отжиг чугуна ведет к увеличению его количества в зависимости от типа - отжига и от способа нагревания и охлаждения, а также температуры прогревания. Установлено, что чем меньше скорость нагревания и охлаждения, тем больше образуется в чугуна вторичного цементита. Особую роль в увеличении количества цементита играет время нахождения магниевого чугуна в межкритическом пределе температуры. Увеличение этого времени вызывает увеличение количества вторичного цементита. Причиной этого является интенсивное увеличение сегрегации марганца в межкритическом пределе времени.

THE INFLUENCE OF HEATING AND COOLING METHODS AS WELL
AS SOAKING TIME ON THE QUANTITY OF SECONDARY CEMENTI-
TE IN UNALLOYED SPHEROIDAL CAST IRON

Summary

The article presents the investigation on secondary cementite in unalloyed spheroidal cast iron during heat treatment. Cast iron containing 0,97% Mn has trace quantities of cementite /0,19%/. It has been ascertained that cast iron annealing causes the increase in its quantity depending on the method of annealing as well as the method of heating and cooling, and soaking temperatures. The lower the heating and cooling velocity the larger quantity of cementite appears in cast iron. A particular role in the increase of cementite quantity plays time during which spheroidal cast iron is at intercritical range. The increase in time causes the increase in the secondary cementite quantity. The reason is a considerable increase in manganese segregation at intercritical range.

Henryk Oleszycki

Tadeusz Szykowny

WPLYW NIEKTÓRYCH WARUNKÓW OBRÓBKI CIEPLNEJ NA STOPIEŃ NASYCENIA WĘGLEM AUSTENITU NIESTOPOWE- GO ŻELIWA SFEROIDALNEGO

W artykule przedstawiono badanie wpływu nagrzewania i chłodzenia z małą prędkością na stopień nasycenia austenitu węglem. Jako wskaźnik nasycenia węglem austenitu wykorzystano tetragonalność c/a martenzytu wyznaczoną przy pomocy dyfrakcji rentgenowskiej. Stwierdzono, że najmniejsze nasycenie posiada austenit otrzymany w górnej temperaturze krytycznej A_{cl}^k lub A_{cl}^p . Im temperatura otrzymanego austenitu jest bliższa dolnej temperatury krytycznej A_{cl}^p lub A_{cl}^k oraz im jest wyższa od górnej temperatury krytycznej tym nasycenie austenitu jest wyższe.

1. Wstęp

W artykule traktującym o osiągnięciach ZSRR w dziedzinie produkcji modyfikowanego żeliwa ciągliwego, J. Rączka [9] opisuje badania nad koagulacją cementytu eutektoidalnego w żeliwie ciągliwym. Badania nad różnymi sposobami chłodzenia z temperatury I stadium wyżarzania doprowadziły do wniosku, że po początkowym wolnym chłodzeniu w piecu, im z niższej temperatury przeprowadzano dochładzanie w powietrzu tym mniej było węgla związanego w żeliwie i tym szybciej zachodził proces sferoidyzacji cementytu. Ten sam autor omawiając w pracy [10] schemat wyżarzania

żeliwa z cementytem kulkowym zwanego Armasteel podaje, że przed wyżarzaniem sferoidyzującym stosuje się hartowanie lub normalizowanie z temperatury 755-760°C, i że w tej temperaturze zawartość węgla w austenicie wynosi 0,6 - 0,65 %.

H.Oleszycki [6] wskazuje na konieczność zmniejszenia zawartości węgla w austenicie podczas normalizowania żeliwa poprzez podchładzanie w piecu. Uzasadnia to możliwością pojawienia się podczas bezpośredniego chłodzenia w powietrzu cementytu wtórnego, szczególnie w żeliwie o większej ilości manganu.

P.A.Solncev ze współpracownikami [11] podają wyniki badań nad wpływem temperatury nagrzewania na mikrostrukturę i własności żeliwa sferoidalnego. Uważają oni, że niezależnie od wyjściowej struktury żeliwa, w temperaturze tuż przed początkiem przemiany, osnowa jego składa się prawie całkowicie z ferrytu. Po przekroczeniu temperatury A_{Cl}^P tworzy się niskowęglowy metastabilny austenit, który będzie nasyczał się węglem dyfundującym od wydzieleni grafitowych. W rezultacie niepełnej przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$ w osnowie żeliwa pojawia się typ struktury składającej się z ferrytu i austenitu, który przyjmuje formę płytek lub igieł. Wraz ze wzrostem temperatury od A_{Cl}^P do A_{Cl}^k ilość austenitu o opisanej formie zwiększa się. Po następnym chłodzeniu żeliwa, w zależności od sposobu i szybkości chłodzenia, otrzymuje się z tego austenitu perlit, bainit lub martenzyt.

F.J. Jakovlev [1] uważa, że nasycanie austenitu węglem jest złożonym fizyko-chemicznym procesem, którego szybkość zależy od temperatury i czasu wyżarzania, zawartości ferrytu, przekroju odlewu, średnicy oraz ilości wtrąceń grafitowych w jednostce objętości.

H.Koch i K.Herfurth [3] austenitizowali żeliwo sferoidalne w temperaturach 800 - 1050°C i określali zawartość węgla w osnowie w zależności od czasu wygrzewania. W wyniku tych badań stwierdzili, że zawartość węgla jest tym większa im wyższa jest temperatura dla każdego czasu

wygrzewania, oraz że nasycenie austenitu węglem jest stale rosnącą funkcją czasu austenitizacji, przy czym wzrost ten jest największy w początkowym stadium wygrzewania.

Autorzy pracy [8] przeprowadzili normalizowanie żeliwa sferoidalnego w temperaturach 750, 775, 800, 825, 850, 875, 900, 950°C po wygrzewaniu w czasie 0,1, 2, 4 i 8 godzin. Chłodzenie próbek w powietrzu z prędkością 477°C/min doprowadziło do otrzymania martenzytu, jako jednego ze składników osnowy po chłodzeniu z temperatur 950 i 900°C oraz 775 i 800°C po dłuższych czasach wygrzewania. Osnowa żeliwa chłodzonego z temperatur 825 ÷ 875°C była perlitoczno-ferrytyczna. Należy zaznaczyć, że temperatury 775°C i 800°C były dla tego żeliwa temperaturami międzykrytycznymi. Zmniejszenie prędkości chłodzenia do 112°C/min /prędkość chłodzenia w powietrzu walca o średnicy 25 mm / powoduje, że martenzyt pojawia się tylko po wyżarzaniu w temperaturze 775°C po czasie wygrzewania 2,4 i 8 godzin. Autorzy podkreślają, że martenzyt występujący w próbkach chłodzonych z niskich temperatur powstaje z przemiany bardzo niejednorodnego austenitu.

W tej samej pracy omówione są wyniki normalizowania składającego się z austenitizowania w temperaturze 1050°C, podchładzania w piecu i wychładzania w różnych temperaturach od 950 - 650°C i dochładzania w powietrzu. Dochładzanie przeprowadzone z szybkością około 112°C/min powoduje powstanie, obok perlitu i ferrytu również struktury igła - stej zidentyfikowanej jako bainit, po wychładzaniu z każdej niemal temperatury wyższej od A_{rl}^k . Największą ilość bainitu otrzymano po wychładzaniu w temperaturze 775°C, która jest temperaturą międzykrytyczną tego żeliwa.

W celu wyjaśnienia przyczyny pojawiania się martenzytu z przemiany silnie niejednorodnego austenitu po studzeniu z temperatur międzykrytycznych podczas normalizowania oraz wyjaśnienia przyczyny wzrostu udziału bainitu ze spadkiem temperatury podczas normalizowania z podchładzaniem, postanowiono przeprowadzić badania stopnia nasycenia węglem austenitu żeliwa sferoidalnego w zależności

od temperatury wygrzewania i temperatury wychładzania.

2. Program i metodyka badań

Żeliwo przyjęte do badań wytopiono w żeliwiaku kwasnym z grzonym dmuchem. Sferoidyzację prowadzono metodą prętową w zbiorniku żeliwiaka stopem ML5 i modyfikowano żelazokrzemem w kadzi. Z żeliwa odlano próbki Y do form wilgotnych.

Wybrano dwa gatunki żeliwa różniące się znacznie zawartością manganu: żeliwo 1 o zawartości 0,7% Mn i żeliwo 2 o zawartości 1,14% Mn. Wybór dwóch gatunków żeliwa o różnej zawartości Mn miał na celu określenie wpływu tego składnika na nasycenie węglem austenitu.

Tabela 1
Skład chemiczny niestopowego żeliwa sferoidalnego

Oznaczenie żeliwa	C	Mn	Si	P	S
1	3,35	0,7	2,58	0,15	0,007
2	3,45	1,14	2,52	0,10	0,008

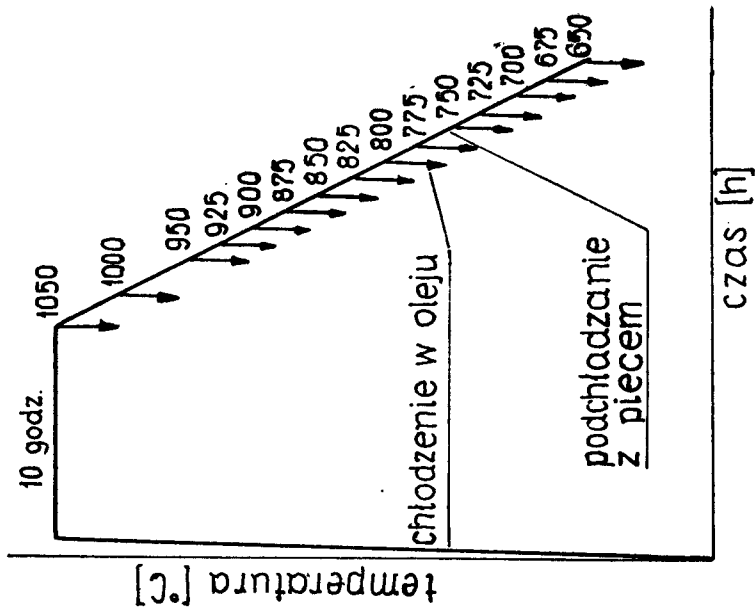
Skład chemiczny żeliwa 1 i 2 podano w tabeli 1, w % ciężar.

Z prostopadłościennej części próbki Y wycięto próbki 10x10 x10 mm.

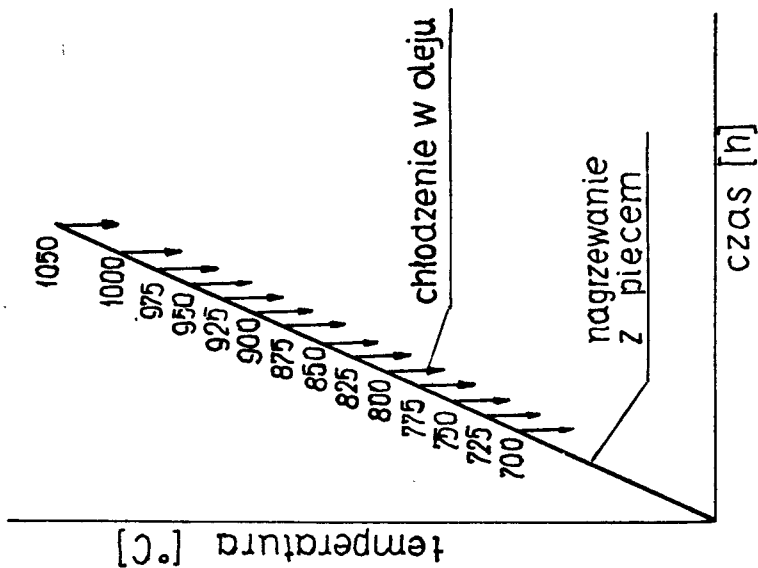
W celu zbadania zmian w strukturze i własnościach żeliwa podczas nagrzewania oraz określenia wpływu ujednorodnienia i zbadania zmian podczas podchładzania przyjęto dwa warianty obróbki cieplnej według schematów przedstawionych na rysunkach 1 i 2.

Próbkę w chwili osiągnięcia zadanej temperatury oziębiano w oleju.

Obróbkę cieplną zrealizowano w pionowym piecu rurowym. Pomiaru temperatury dokonywano za pomocą termopary



Rys.2. Wariant II obróbki cieplnej



Rys.1. Wariant I obróbki cieplnej

PtRh-Pt umieszczonej w rurze pieca w kontrolnej próbce niklowej o wymiarach 10x10x10 mm. Rejestrację temperatury prowadzono za pomocą rejestrującego kompensatora ek-NT, z którego zapisu wyznaczono średnie prędkości nagrzewania i podchładzania w zakresie 650 ÷ 950°C.

Próbki zabezpieczono przed utlenieniem przepuszczając przez rurę pieca argon oraz przez umieszczenie pod nimi koszyka z węglem drzewnym.

Po obróbce cieplnej próbki szlifowano na szlifierce do płaszczyzn na głębokość 2 mm stosując bardzo obfite chłodzenie oraz bardzo małą głębokość skrawania. Zgłady metalograficzne do badań dyfrakcyjnych wykonano spełniając wymogi wymienione w pracy J.Karpa i współautorów [2]. Tak przygotowane próbki poddano badaniom dyfrakcyjnym, metalograficznym oraz twardości.

Badania dyfrakcyjne, których celem było wyznaczenie tetragonalności martenzytu, co jest miarodajnym wskaźnikiem nasycenia węglem austenitu [6] przeprowadzono na dyfraktometrze DRON-1,5.

Wykonano dyfraktogramy w zakresie kątów 2θ od 49 do 54°. W tym zakresie rejestrowano linie dyfrakcyjne (111) austenitu, (011) martenzytu oraz (110) martenzytu / ferrytu w mieszaninach martenzytyczno-ferrytycznych/. Dla określenia tetragonalności martenzytu wyznaczono położenie katowe linii $\theta_{(110)}$ martenzytu i $\theta_{(011)}$ martenzytu stosując metodę graficznego ich wydzielenia z profilu. Zakładano przy tym symetrię linii oraz równość ich szerokości połówkowych. Jako metodę sprawdzającą w przypadkach jej stosowalności użyto metody podanej przez autorów pracy [4]. Wskaźnik tetragonalności przy danych $\theta_{(110)}$ i $\theta_{(011)}$ wyliczono ze wzoru:

$$\frac{c}{a} = \left(2 \frac{\sin^2 \theta_{(011)}}{\sin^2 \theta_{(110)}} - 1 \right)^{-0,5}$$

Konieczność korzystania wyłącznie z dubletu linii (110) i (011) wynika z bardzo małej intensywności pozostałych linii /szczególnie dla próbek hartowanych z wysokich tem -

peratur/.

Badania metalograficzne objęły ilościową analizę metalograficzną metodą siatki punktów.

Twardość mierzono na przyrządzie HPO-250 metodą Vickersa stosując obciążenie 29,4 daN /30kG/. Wykonano cztery pomiary twardości dla każdej próbki.

3. Wyniki badań i ich interpretacja

Żeliwo 1 i 2 posiadało w stanie surowym strukturę perlityczno-ferrytyczną z bardzo małą ilością cementytu masywnego /ok. 0,2% dla żeliwa 1 i ilości śladowe dla żeliwa 2/. Grafit w obu żeliwach był sferoidalny.

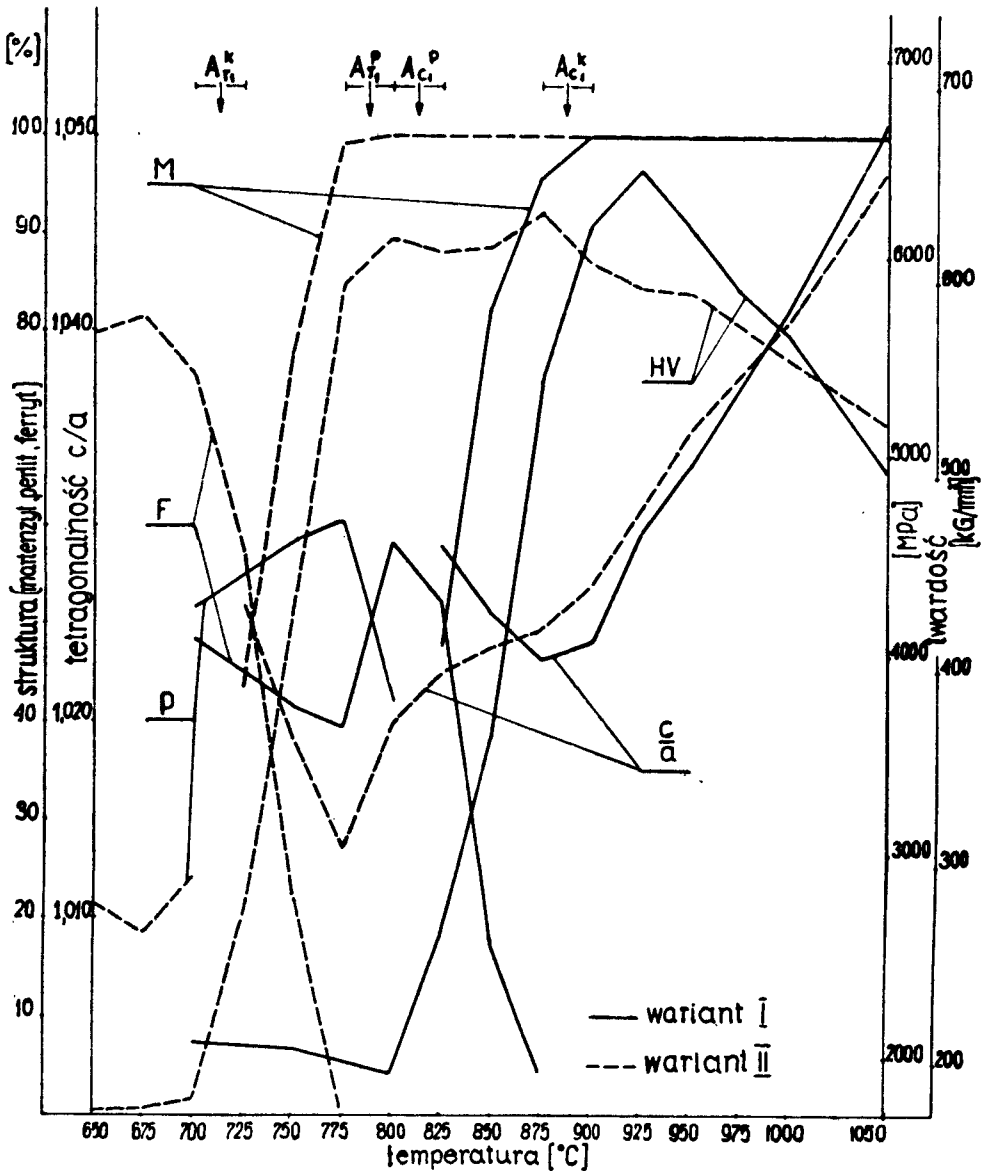
Wykres zmian tetragonalności martenzytu, składu strukturalnego i twardości w funkcji temperatury dla żeliwa 1 i 2 pokazano na rysunku 3 i 4.

Żeliwo 1 /rys.3/ posiada w stanie surowym 48,5% perlitu, którego ilość po oziębianiu w oleju z temperatur 700-775°C wzrasta, a następnie maleje, co jednak nie znajduje odzwierciedlenia w wynikach pomiarów twardości. W temperaturze 800°C zawartość ferrytu jest największa, a twardość żeliwa najmniejsza. W zakresie temperatur 825 do 875°C w strukturze żeliwa występuje mieszanina ferrytyczno-martenzytyczna, a poczynając od 900°C jedynym składnikiem osnowy jest martenzyt /z austenitem szczątkowym/.

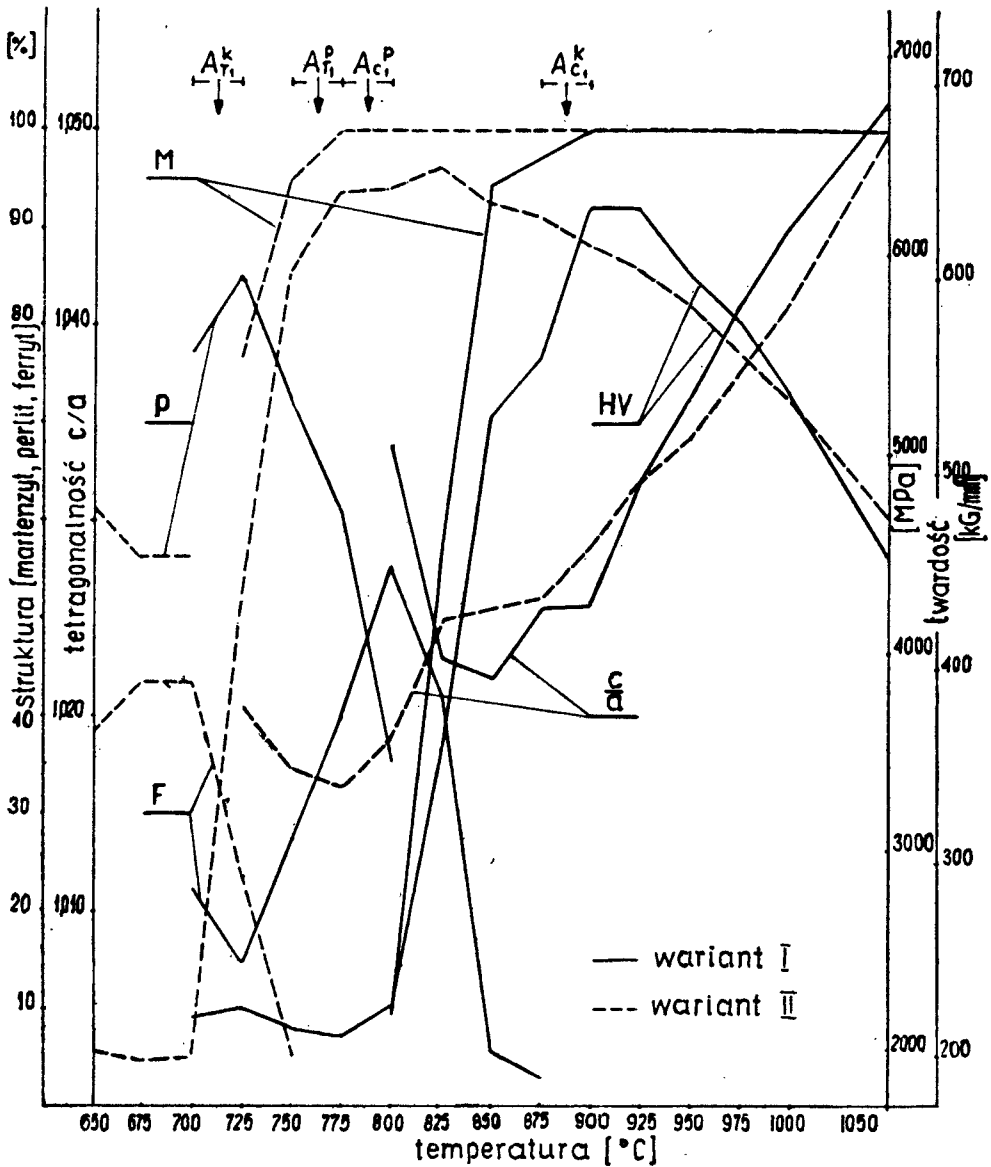
Analizując wykresy struktury i twardości /rys.3/ należałoby przyjąć, że temperatura A_{C1}^P zawiera się pomiędzy 800 a 825°C, natomiast A_{C1}^K pomiędzy 875 a 900°C.

Twardość osiąga maksimum 6414 MPa /654kG/mm²/ po hartowaniu z temperatury 925°C i maleje po hartowaniu z wyższych temperatur, z powodu wzrastającej ilości austenitu szczątkowego /co zaobserwowano na dyfraktogramach/ oraz wzrostu ziarna.

Martenzyt powstający w wyniku hartowania z temperatury 825°C /nieznacznie powyżej A_{C1}^P / wykazuje dużą tetragonalność wynoszącą 1,029, która w zakresie międzykrytycznym maleje osiągając minimum 1,022 w temperaturze 875°C.



Rys.3. Zależność tetragonalności /c/a/, twardości / HV /, zawartości ferrytu /F/, perlitu /P/, martenzytu /M/ od temperatury dla żeliwa 1



Rys.4. Zależność tetragonalności /c/a/, twardości /HV/, zawartości ferrytu /F/, perlitu /P/, martenzytu /M/ od temperatury dla żeliwa 2

Poczynając od temperatury 900°C /temperatury wyższe od A_{C1}^k - nadkrytyczne/ stosunek c/a wzrasta do wartości 1,051 w temperaturze 1050°C niemal prostopadłościowo.

Żeliwo 2 posiada w stanie surowym 78% perlitu /rys.4/. W próbce oziębionej w oleju z temperatury 700°C ilość perlitu praktycznie nie zmienia się względem stanu surowego, wzrasta nieco w temperaturze 725°C , a następnie maleje do temperatury 800°C .

Te zmiany w strukturze potwierdza spadek twardości. Po oziębianiu w oleju z temperatury 800°C pojawiają się pierwsze ziarna martenzytu, umiejscowione w środkowych obszarach perlitu, jak również wzdłuż granic ferrytu na peryferiach kolonii perlitycznych. Cementyt eutektoidalny na obrzeżach perlitu jest sferoidalny. Temperaturę początku przemiany A_{C1}^p należy umiejscowić pomiędzy 775 a 800°C . Osnowa próbki hartowanej z temperatury 825°C jest martenzytyczno-ferrytyczna; martenzyt zajmuje obszary graniczne komórek eutektycznych, jak też występuje w postaci pasm na granicach ziaren ferrytu sięgając niekiedy do grafitu. Począwszy od 900°C osnowa jest martenzytyczna. Tak więc temperatura A_{C1}^k leży pomiędzy 875 a 900°C .

Twardość osiąga maksimum 6227MPa / 635kg/mm^2 / po hartowaniu z temperatury 900°C , po czym opada do wartości 4433MPa / 452kg/mm^2 / po hartowaniu z temperatury 1050°C . Niższa twardość próbek hartowanych żeliwa 2 wynika z większej zawartości w tym żeliwie manganu stabilizującego austenit.

Tetragonalność martenzytu /rys.4/ wykazuje podobny przebieg jak w przypadku żeliwa 1 /rys.3/.

Prównując zmiany twardości i zawartości perlitu w próbkach oziębianych z temperatur niższych do A_{C1}^p dla obu żeliw widać wyższą twardość i zawartość perlitu dla żeliwa 2, co wywołane jest większą zawartością manganu /rys.3 i 4/.

Wzrost zawartości ferrytu w temperaturach poprzedzających przemianę należy przypisać zachodzącej grafityzacji cementytu eutektoidalnego. Grafityzacja oraz sferoi -

dyzacja cementytu eutektoidalnego tłumaczy stwierdzony spadek twardości.

Przyjmując, że tetragonalność martenzytu niestopowego żeliwa sferoidalnego zależy wyłącznie od zawartości węgla, należy przyjąć wartość c/a jako wskaźnik nasycenia węglem austenitu, z którego ten martenzyt powstał [5].

Jak opisano wcześniej, wykresy zmiany tetragonalności martenzytu dla obu gatunków żeliwa sferoidalnego wykazują tuż powyżej temperatury A_{C1}^P dużą wartość c/a , która do temperatury A_{C1}^K maleje, a powyżej A_{C1}^K rośnie prawie liniowo do temperatury 1050°C . Tę zmienność tetragonalności martenzytu można wyjaśnić następująco:

Przemiana eutektoidalna rozpoczyna się w obszarach perlitu. Obejmuje ona zarówno centralne rejony perlitu, jak też jego peryferie. Rozpoczynanie się przemiany w centralnych obszarach perlitu /na granicy komórek eutektycznych/ ma swoją przyczynę w znacznej w tych miejscach segregacji manganu obniżającego temperaturę przemiany, natomiast na obrzeżach perlitu wzdłuż granic i subgranic ferrytu w silnym nasyceniu, a nawet przesycaeniu ich węglem. H.Oleszycki [8] wykazał, że dyfuzja węgla po rozpadzie cementytu eutektoidalnego podczas wygrzewania żeliwa sferoidalnego w temperaturze podkrytycznej, zachodzi głównie na granicach ferrytu, co prowadzi do ich przesycaenia. Austenit powstały w obszarach perlitu jest niejednorodny, istnieją w nim liczne drobne niezupełnie rozpuszczone sferoidy, a nawet płytki cementytu. Austenit występujący na obrzeżach perlitu nie wykazuje tej niejednorodności. Mimo tego austenit ten, jak wykazały niniejsze badania jest znacznie nasycony węglem, a to powoduje jego stabilność. Podniesienie temperatury zwiększa obszar austenitu. Przemiana odbywa się również w ferrycie głównie wzdłuż granic i subgranic ferrytu, które są drogami dyfuzji węgla z rozpadającego się cementytu do wydzieleni grafitowych, zgodnie z gradientem stężenia węgla w osnowie [8]. Ponieważ obecne badania wykazały obniżenie się tetragonalności martenzytu z podniesieniem temperatu-

ry międzykrytycznej, zatem nasycenie austenitu maleje aż do osiągnięcia temperatury A_{C1}^k . Można też sądzić, że w przeprowadzonych badaniach jedynym źródłem nasycenia w węgiel powstającego austenitu jest cementyt eutektoidalny. Podniesienie temperatury międzykrytycznej i związany z tym wzrost ilości austenitu, a jednocześnie wyczerpywanie się cementytu eutektoidalnego prowadzi do obniżenia zawartości węgla w austenicie i konsekwentnie do obniżenia tetragonalności martenzytu w oziębionym żeliwie.

Przemiana eutektoidalna kończy się wraz ze zniknięciem ostatnich ziarn ferrytu skupionych wokół wydzielań grafitowych, gdzie koncentracja krzemu, podnoszącego temperaturę przemiany jest maksymalna. Po przekroczeniu temperatury A_{C1}^k istnieje w osnowie żeliwa tylko austenit, który w miarę wzrostu temperatury nasycza się węglem z grafitu coraz silniej, stąd tetragonalność otrzymanego z niego martenzytu rośnie.

Przedstawiony wyżej pogląd o dużej stabilności austenitu otrzymanego przy przemianie z temperatury tuż powyżej A_{C1}^P , tłumaczy powstanie w niestopowym żeliwie sferoidalnym chłodzonym w powietrzu z temperatur międzykrytycznych pewnej ilości martenzytu, o czym pisano w pracy H.Oleszyckiego i S.Dymskiego [7].

Temperatura wygrzewania 1050°C i czas 10 godzin w II-gim wariantcie obróbki cieplnej próbek zapewniają dobre ujednorodnienie osnowy żeliwa sferoidalnego [7].

W przypadku żeliwa 1, martenzyt jako jedyny składnik osnowy / z austenitem szczątkowym/ występuje w próbkach hartowanych z temperatur $1050 - 800^{\circ}\text{C}$ [w zakresie $775 - 725^{\circ}\text{C}$ występuje mieszanina martenzytyczno-ferrytyczna natomiast w zakresie temperatur $700 - 650^{\circ}\text{C}$ mieszanina ferrytyczno-perlityczna. Na podstawie tych zmian w strukturze oraz z wykresów twardości /rys.3/ można stwierdzić, że temperatura A_{r1}^P zawarta jest pomiędzy 800 a 775°C , natomiast A_{r1}^k pomiędzy 725 a 700°C .

Twardość żeliwa 1 wzrasta ze spadkiem temperatury od 5148MPa /525kG/mm²/ dla 1050°C do wartości 6129MPa /635kG/mm²/ dla temperatury 875°C, po czym nieznacznie maleje do temperatury 800°C, a następnie bardzo silnie obniża się do temperatury 700°C z powodu zmniejszającego się udziału martenzytu. W temperaturach podkrytycznych /od 700 -650°C/ twardość wykazuje ciągły lecz minimalny spadek.

Tetragonalność martenzytu wykazuje ciągły spadek od wartości 1,048 w temperaturze 1050°C do 1,014 w temperaturze 775°C. W zakresie temperatur międzykrytycznych tetragonalność ta wzrasta od 1,014 do 1,026 dla temperatury 725°C.

W przypadku żeliwa 2 /rys.4/ osnowa martenzytyczna występuje w próbkach hartowanych z temperatur od 1050 do 775°C. W zakresie temperatur 775-725°C występuje mieszanina martenzytyczno-ferrytyczna, poniżej zaś 725°C mieszanina perlityczno-ferrytyczna. Ze zmian struktury podczas chłodzenia, jak też z wykresów twardości wynika, że temperatura A_{r1}^P zawiera się pomiędzy 775 a 750°C, a A_{r1}^K pomiędzy 725 a 700°C.

Wykres twardości dla żeliwa 2 przebiega podobnie jak dla żeliwa 1 /rys.3./.

Twardość hartowanego żeliwa 1 jest w zakresie temperatur 1050 do 875°C wyższa od twardości hartowanego żeliwa 2, poniżej temperatury 875°C twardsze okazuje się żeliwo 2. Uwidacznia się tu wpływ manganu, którego wyższa zawartość w żeliwie 2 wywołuje większy przyrost austenitu szcążkowego obniżającego twardość tego żeliwa w stanie hartowanym, natomiast w temperaturach międzykrytycznych lub podkrytycznych wpływa odpowiednio na zwiększenie zawartości martenzytu lub perlitu.

Tetragonalność martenzytu wykazuje spadek od wartości 1,051 dla temperatury 1050°C do minimum wynoszącego 1,016 dla temperatury 775°C, a następnie w zakresie od 775°C do 725°C rośnie do wartości 1,022 w temperaturze 725°C.

Zmiany tetragonalności martenzytu żeliwa po obróbce cieplnej według wariantu II wykazują więc podobieństwo do zmian jakie stwierdzono w martenzycie żeliwa obrobnego według wariantu I. W obu przypadkach obróbki zmiany tetragonalności martenzytu zależne są od temperatury, z której żeliwo oziębiano w oleju. W obu przypadkach obróbki hartowania z zakresu nadkrytycznego daje martenzyt o tym większej tetragonalności im wyższa była temperatura hartowania. Tak w jednym, jak w drugim przypadku dowodzi to zmiany nasycenia austenitu węglem. W obu przypadkach tetragonalność martenzytu w zakresie międzykrytycznym rośnie z obniżeniem temperatury, to znaczy: im temperatura oziębiania w oleju jest bliższa dolnej temperatury krytycznej A_{C1}^P , względnie w II-gim wariantcie obróbki A_{r1}^k . W obu przypadkach obróbki cieplnej najniższą tetragonalność posiada martenzyt żeliwa oziębianego z górnej temperatury krytycznej A_{C1}^k względnie A_{r1}^P .

Wzrost tetragonalności martenzytu w żeliwie oziębianym w oleju z coraz niższej temperatury zakresu międzykrytycznego można wyjaśnić następująco:

Z badań identycznie przeprowadzonej obróbki cieplnej niestopowego żeliwa sferoidalnego przedstawionych w pracy H.Oleszyckiego, S.Dymskiego [7] wynika, że po obniżeniu temperatury żeliwa przez podchłodzenie w piecu w temperaturze wyższej od dylatometrycznie wyznaczonej A_{r1}^P o 125-150°C, rozpoczyna się tworzenie siatki ferrytu. Siatka ta wyraźnie występująca na tle martenzytu, przebiegała po granicach ziaren byłego austenitu. Od temperatury A_{r1}^P rozpoczyna się tworzenie wokół grafitu otoczek ferrytycznych tak, że w określonej temperaturze międzykrytycznej lub po określonym czasie wychładzania otrzymuje się strukturę "wolicz oczu" w osnowie żeliwa. W zakresie międzykrytycznym siatka ferrytu nie rozrasta się.

Przedstawione wyżej wyniki zmian struktury podczas chłodzenia i obecne badania skłaniają do przedstawienia następującej hipotezy zmian w nasyceniu austenitu żeliwa

sferoidalnego podczas jego chłodzenia z temperatury austenitizacji:

Obniżenie temperatury austenitizacji po wcześniejszym ujednorodnieniu żeliwa, prowadzi do przesycania austenitu, a zatem do podniesienia jego energii swobodnej. Nadmiar tej energii jest siłą napędową dyfuzji nadmiaru węgla z austenitu do grafitu. Dyfuzja odbywa się przez ziarna austenitu. Granice ziaren nie są w tym przypadku uprzywilejowanymi drogami ruchu atomów węgla. Dyfundujący równomiernie ze wszystkich kierunków węgiel tworzy na sferoidach grafitowych równomierną, nie zmieniającą kształtu sferoidalnego grafitu, otoczkę. W niższych temperaturach w zakresie istnienia austenitu, lecz powyżej A_{r1}^p wskutek zanikania wakansów w austenicie i obniżanie się energii wewnętrznej tegoż składnika, węgiel łatwiej dyfunduje do grafitu po granicach ziaren aniżeli przez ziarna. Tworzy się wtedy na tych granicach ujemny gradient węgla w stosunku do ziaren austenitu. Same granice wykazują również ujemny gradient w kierunku grafitu, co obniża na nich zawartość węgla, czyniąc granice austenitu mniej stabilnymi podczas oziębiania, a więc skłonne do przemiany w ferryt. W oziębianym żeliwie tworzy się wówczas siatka ferrytu, która rozrasta się w głąb obszarów martenzytycznych w miarę obniżania temperatury lub przedłużania czasu wychładzania. W temperaturze niższej od A_{r1}^p rozpoczyna się bezpośrednia przemiana austenitu w ferryt. Przemiana ta zachodzi w mikroobszarach austenitu jeszcze dość bogatych w krzem, mimo ujednorodnienia żeliwa i jednocześnie uboższych w węgiel, wskutek istnienia gradientu jego zawartości, a więc w najbliższym otoczeniu sferoidów grafitowych. Front przemiany austenit → ferryt jest równoległy do sferoidów grafitowych, co prowadzi do powstawania struktury "wolicz oczu". Dyfuzja węgla zachodzi przez całe ziarna ferrytu. W przeciwnym razie, to znaczy w przypadku dyfuzji po granicach, następowałoby silne zniekształcenie sferoidów grafitu przez wytwarzanie występów. To zjawisko obserwuje się

częściowo podczas wyżarzania żeliwa sferoidalnego w temperaturze podkrytycznej. Duża szybkość przemiany austenit-ferryt powoduje, że tylko część węgla może być dyfuzyjnie odprowadzona od granicy A - F do grafitu, natomiast część dyfunduje w głąb nieprzemienionego austenitu, przyczyniając się do wzrostu jego nasycenia. Należy jeszcze dodać, że dyfuzji węgla w trakcie omawianej przemiany towarzyszy dyfuzja krzemu z austenitu do ferrytu, w którym to łatwiej się rozpuszcza i odwrotnie dyfuzja manganu z ferrytu do austenitu. Wzbogacanie zatem nieprzemienionego w temperaturze międzykrytycznej austenitu w węgiel oraz w mangan czyni go bardziej stabilnym przy późniejszym dochładzaniu. Z tych powodów w badaniach przemian strukturalnych przedstawionych w pracy H.Oleszyckiego, S.Dymskiego [7], otrzymano w osnowie żeliwa sferoidalnego dochładzonego w powietrzu z temperatur międzykrytycznych więcej bainitu aniżeli po dochładzaniu z temperatur nadkrytycznych.

4. Uwagi końcowe

Zbadane zmiany nasycenia węglem austenitu żeliwa sferoidalnego w temperaturach nadkrytycznych są powszechnie znane. Podczas nagrzewania nasycenie austenitu rośnie wskutek rozpuszczania się w osnowie żeliwa węgla z grafitu. Zmniejszanie się rozpuszczalności węgla w austenicie podczas chłodzenia prowadzi do krystalizacji jego na istniejących wydzieleniach grafitowych.

Natomiast zmniejszanie się stopnia nasycenia węglem podczas nagrzewania od temperatury A_{Cl}^p do temperatury A_{Cl}^k świadczyć może o tym, że jedynym źródłem nawęglania austenitu jest cementyt i wobec wyczerpywania się tego źródła w miarę wzrostu temperatury, a jednocześnie powiększającej się objętości austenitu, nasycenie jego maleje. Należy sądzić, że w zakresie temperatur przemiany eutektoidalnej $/A_{Cl}^p - A_{Cl}^k/$ grafit nie bierze udziału w nawęglaniu osnowy żeliwa.

Z kolei wzrost nasycenia austenitu podczas chłodzenia od temperatury A_{rl}^p do A_{rl}^k , wynika z faktu tworzenia się w trakcie tej przemiany ubogiego w węgiel ferrytu. Ferryt powstając dookoła kulek grafitu, jak również na granicach ziaren austenitu, odpycha atomy węgla, które częściowo krystalizują na graficie, a częściowo przesycają austenit. Przesycenie austenitu jest tym wyższe im temperatura przemiany jest bliższa A_{rl}^k .

LITERATURA

1. Jakovlev F.J.: Powyssenje prošnosti i iznosoustoj - čiwosti razpredielitiejnych valov iz čuguna z šaro - widnym grafitom. Litiejnoje Proizvodstvo 1966, nr 9, s.37
2. Karp J., Ratuszek W., Pofelska I.: Problemy związane z określaniem austenitu szczątkowego metodą rentgenowską. Zeszyty Naukowe AGH nr 265, Metalurgia i Odlewnictwo z.57 1970, s.89-113
3. Koch H., Herfurth K.: Austenitisierung von Gusseisen mit Kugelgraphit. Neue Hutte 1974, nr 9 s.730
4. Kremnev L.S., Adaskin A.M., Bogolubov A.V.: Opredelenje koncentracji ugleroda w martensite stalej po asimetrii linii otryaženja. Zavodskaja Laboratorja, 1971, nr 9, s.1086-1090
5. Kurdjumov G.V.: Kristaličeskaja rešetka martensita, mechanizm A-M prevraščēnija i povedenje ugleroda w martensite. Fizika Mettallov i Metalloviedenje. T.42, 1976 Vyp.3 s.529-545
6. Oleszycki H.: Mechanizm powstawania perlitu z cemen- tytem kulkowym w czasie zabiegów cieplnych. Praca doktorska AGH Kraków 1970
7. Oleszycki H., Dymski S.: Sprawozdanie z drugiego etapu pracy pt. Opracowanie racjonalnych warunków obróbki cieplnej żeliwa i staliwa sferoidalnego, wykonanej na zlecenie IMP Warszawa 1978

8. Oleszycki H.: Sferoidyzacja cementytu na granicy perlit-ferryt w żeliwie sferoidalnym. Zeszyty Naukowe ATR 19 - Mechanika /10/, 1975, s.77-89
9. Rączka J.: Najnowsze osiągnięcia ZSRR w dziedzinie produkcji modyfikowanego żeliwa ciągliwego. Przegląd Odlewnictwa 1964, Nr 11, s.321
10. Rączka J.: Żeliwo ciągliwe. PWT Warszawa
11. Solncew M.A., Ivanova L.P., Minjajło T.L., Pavlucze - nko A.A.: Vlijanje temperatury nagreva na mikrostrukturu i svojstva magnjevogo ćuguna. MiTOM, 1976 nr 6, s.29

ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ УСЛОВИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТЕПЕНЬ НАСЫЩЕНИЯ УГЛЕМ АУСТЕНИТА НЕГЕЛИРОВАННОГО МАГНИЕ - ВОГО ЧУГУНА

Резюме

В статье представлено исследование влияния нагрева и охлаждения с небольшой скоростью на степень насыщения аустенита углем. Как указатель насыщения углем аустенита использована тетрагональность с/а мартенсита определенную при помощи рентгеновской дифракции. Установлено, что наиболее малое насыщение содержит аустенит полученный при верхней части критической температуры / A_{C1}^k или A_{r1}^P / . Чем температура полученного аустенита ближе нижней части критической температуры / A_{C1}^P или A_{r1}^k / , а также, чем выше от верхней части критической температуры, тем выше насыщение аустенита.

THE INFLUENCE OF SOME CONDITIONS OF HEAT TREATMENT ON THE DEGREE OF COAL SATURATION OF AUSTENITE OF UNALLOYED SPHEROIDAL CAST IRON

Summary

The article presents the investigation on the influence of heating and cooling at a low velocity on austenite coal saturation.

Tetragonality c/a of the martensite determined by means of X-ray diffraction. It has been ascertained that the lowest degree of saturation is characteristic of the austenite at high critical temperatures / A_{r1}^P and A_{r1}^k / . The degree of austenite saturation is higher if the austenite temperature approximates the low critical temperature / A_{C1}^P or A_{r1}^k / and if it is higher than the high critical temperature.

Stanisław Smarzyński

METODYKA BADAŃ NAD DZIAŁANIEM STRUMIENI PLAZMOWYCH W ŁUKU SPAWALNICZYM

W artykule przedstawiono stanowisko badawcze zbudowane dla wyjaśnienia sposobu oddziaływania strumienia plazmowego, katodowego i anodowego na cząstki materialne w łuku spawalniczym. Opisano metodykę badań dla cząstek swobodnych oraz związanych siłami spójności z elektrodą.

1. Stanowisko badawcze

W celu zbadania wpływu strumieni plazmowych na części materialne w łuku spawalniczym, zbudowane zostało stanowisko doświadczalne, przystosowane do badania w oparciu o filmowanie procesu jarzenia się łuku spawalniczego w różnych warunkach. Aby uzyskać możliwości filmowania realnych procesów spawania, konieczne było ustalenie łuku w ten sposób, żeby nie zmieniał on swego położenia w przestrzeni, natomiast przesuw powinien być realizowany przez zmianę położenia przedmiotu niezależnie od stosowanej pozycji spawania.

Badania filmowe łuku, wykonano przy użyciu kamery do zdjęć szybkich typu Pentazet 16. Kamera ta pozwala na filmowanie z szybkością do 3000 zdjęć/s, dzięki czemu można w zwolnionym tempie obserwować zjawiska zachodzące w rzeczywistości w ułamku sekundy. Zwolnienie prędkości obserwacji procesów łukowych następuje w tym przypadku przy projekcji ciągłej do 300 razy. Pozostałe parametry filmowania, czyli 2000, 1000, 600 oraz 300 zdjęć na sekundę były także stosowane do prac wstępnych i rozpoznawczych. Stosowano filmy ORWO: negatywowe typu Zeitlupen-film oraz Ultra-

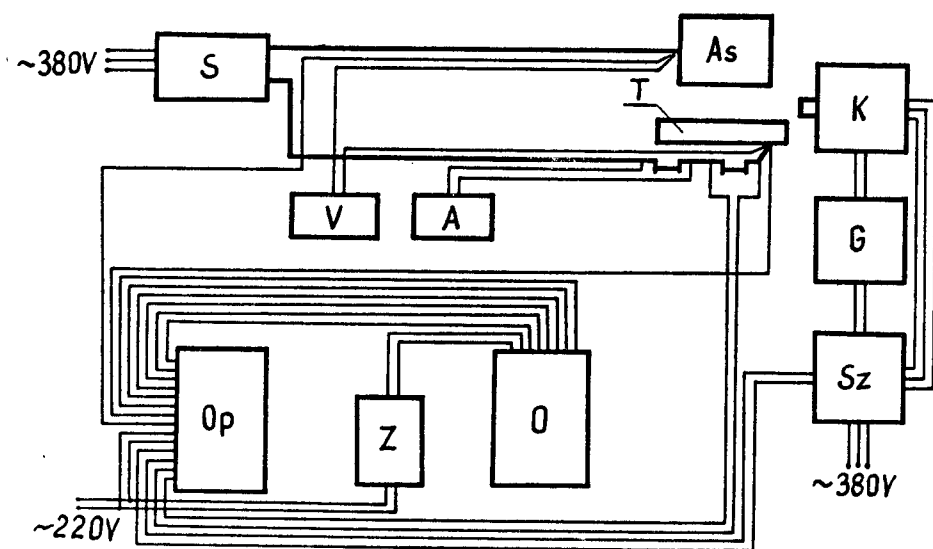
rapid, pozytywowe typu UP 15 i UP 19 czarno-białe używa -
ne przy badaniach wstępnych, kolorowe UK 14, UT 13 i UT
16 - wszystkie o szerokości 16 mm. Użycie filmów dających
obraz kolorowy jest bardziej kosztowne, pozwala jednak
na precyzyjną analizę zjawisk. Analizowane elementy prze-
strzeni międzyelektrodowej przy jarzącym się łuku są wów -
czas lepiej widoczne, a ich interpretacja bardziej jedno-
znaczna.

Zasilanie łuku elektrycznego odbywało się ze spawa -
rek prądu stałego lub prostowników spawalniczych przy róż-
nej biegunowości elektrody i różnych wartościach natęże -
nia prądu. Parametry prądowe spawania, natężenie i napię -
cie prądu podczas filmowania, rejestrowano na taśmie os -
cylografu, a także odczytywano na amperomierzu i wolto -
mierzu. Wartości zarejestrowane przy pomocy oscylografu
interpretowano w oparciu o cechowanie, które było reje -
stracją trzech zmiennych grup wartości natężenia i na -
pięcia prądu. Pomierzona wartość średnia stanowiła cechę
oscylogramu właściwego. Szybkość przesuwu taśmy oscylo -
grafu została ustalona dla wszystkich badań na jednej war -
tości i wynosiła zawsze 1000 mm/s. Dla szybkości filmowa -
nia 3000 zdjęć/s 1 m na taśmie oscylografu odpowiadał 24m
zapisu na taśmie filmowej. Z uwagi na konieczność ujęcia
całego procesu, kamera filmowa została włączona po pewnym
przebiegu taśmy oscylografu, czyli z opóźnieniem w sto -
sunku do momentu włączania oscylografu o około 0,1 do 0,3
sekundy. Uzyskany materiał filmowy analizowano przy uży -
ciu powiększalnika, aparatu projekcyjnego, stolika monta -
żowego "Fenix" i innych, które pozwalają na przesuwanie
taśmy z dowolną prędkością w obu kierunkach oraz obserwa -
cje przy dowolnym powiększeniu. Użycie różnych przyrządów
pozwoiliło na śledzenie ruchu cząstek materialnych klatka
po klatce oraz na odwzorowanie i rejestrację zmian ruchu
na specjalnym ekranie. Powiększenie ustalono na podstawie
porównania charakterystycznego elementu obrazu z wymiarem
rzeczywistym tego elementu. We wszystkich przypadkach e -
lementem tym była średnica zewnętrzna elektrody prętowej.

Badano działanie strumieni plazmowych dla różnych elektrod, przy czym co najmniej jedna elektroda była zawsze elektrodą prętową. Stosowano także układy, w których łuk jarzył się między dwiema elektrodami prętowymi usytuowanymi w jednej osi w płaszczyźnie poziomej. Stosowano elektrody stalowe gołe i otulone, elektrody wolframowe, aluminiowe.

Badano stapianie w osłonie CO_2 , względnie argonu, stosując drut spawalniczy $\varnothing 1,6$ gatunku Union K-5 oraz $\varnothing 2$ gatunku Sp 1 GS. Wprowadzono w przestrzeń łuku bezprądowe sondy mechaniczne w postaci cienkiego drutu miedzianego lub pyłu grafitowego. Pozwoliło to na śledzenie ruchu cząstek nie pochodzących z materiału elektrod, a więc "obcych" w przestrzeni łukowej.

Elektrody stapiano w pozycji podolnej, naściennej i pułapowej. Badania z zastosowaniem CO_2 i drutu spawalniczego Union K 5 wykonano dla pozycji podolnej i naściennej. Wykaz wyposażenia stanowiska badawczego, pokazanego schematycznie na rys. 1 .



Rys. 1. Schemat stanowiska badawczego

- As - Automat spawalniczy - As 11 a 600, przy stapianiu elektrod prętowych zastępowany przyrządem do mocowania elektrody
- S - Spawarki:
 - Prądu stałego EW 31 u oraz KW 700 VC
 - Prądu przemiennego EP VC 300 oraz SZA 300
- T - Stół spawalniczy do mocowania części spawanej względnie do montowania badanych układów
- K - Kamera: Pentazet 16 maksymalna szybkość filmowania do 3000 zdjęć na sekundę
- Sz - Szafka sterownicza kamery
- O - Oscylograf H 117
- G - Generator prądów wysokiej częstotliwości:
 Zeitmarkengeber 506
- Z - Zasilacz P 133
- Op - Opornik: Messbereichwähler 8 MW 1 typ 4699.10
- V - Woltomierz do cechowania oscylogramów i do bezpośredniego odczytania wartości napięcia
 Zakres: 0 - 75 V/15,30,75/
 Klasa: 0,5
 Typ: LM 1
 Skala: 0 - 75 V, 0 - 30 V
- A - Amperomierz /miliwoltomierz/ 60 m V z przewodami 35 m Ω . Do cechowania oscylogramów i bezpośredniego odczytywania wartości prądu.
 Zakres: 0 - 75 m V
 Klasa: 0,5
 Typ: LM 1
 Skala: 0 - 75 m V, 0 - 60 m V

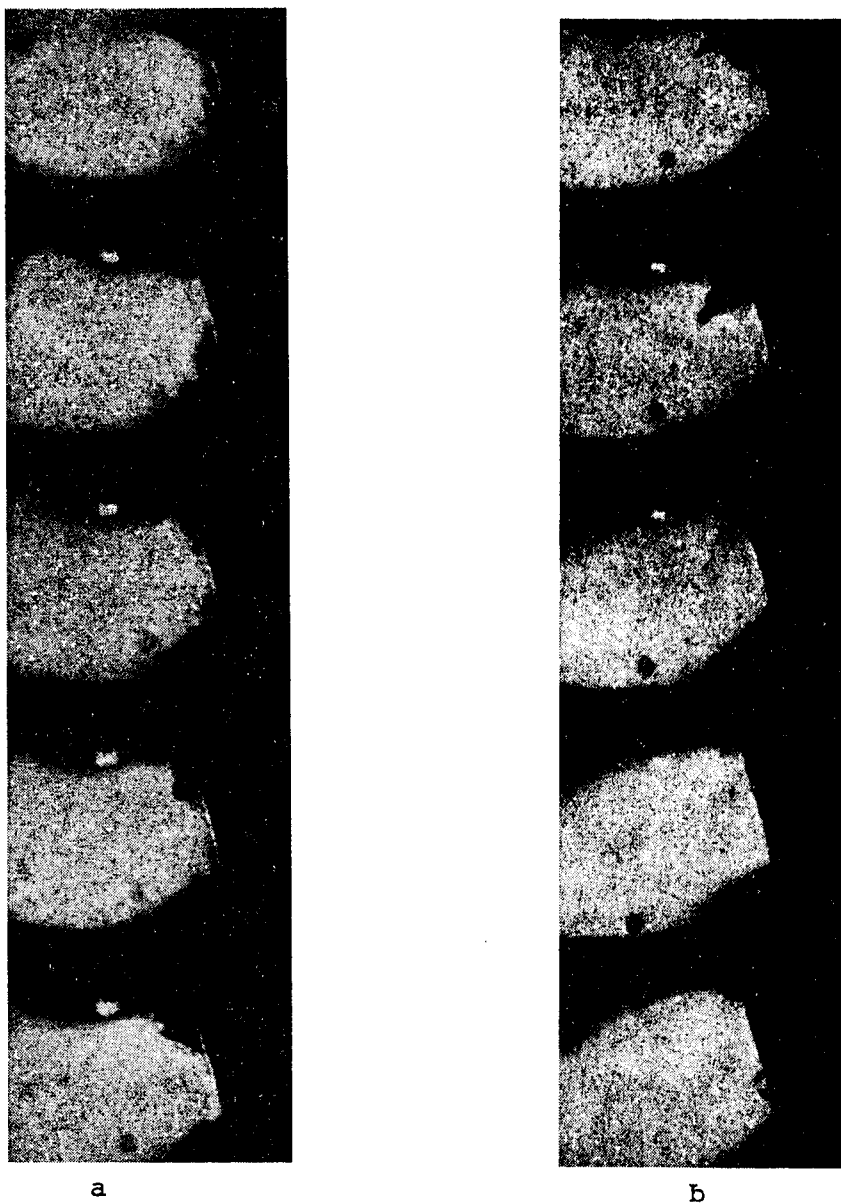
Układ łuku był podświetlony ze strony przeciwnej w stosunku do kamery przy pomocy lampy halogenowej o mocy 1000W, której światło skupione zostało przy użyciu specjalnego układu optycznego w płaszczyźnie badanego łuku. Podświetlenie łuku jest konieczne ze względu na bardzo dużą różnicę siły światła łuku i otoczenia oraz różnicę siły światła rdzenia łuku i części peryferyjnych. W bardzo silnie świejącym łuku małe cząsteczki stają się praktycznie niewidoczne.

W wyniku przeprowadzonych w Politechnice Szczecińskiej pod kierunkiem doc.dr hab.inż.Stefana Kłosowskiego doświadczeń, uzyskano 120 filmów o długości 35 m każdy. Prześlędzono ruch około 1100 cząstek materialnych. Cały materiał doświadczalny podzielono na dwie zasadnicze grupy. W pierwszej analizowano ruch cząstek swobodnych. W drugiej odkształcenie stopionego końca elektrody /nie oderwanej jeszcze kropli/ pod naporem strumienia plazmowego katodowego lub anodowego.

2. Analiza działania strumieni na cząstki swobodne

Rys.2.. a i b ilustruje przypadek działania strumienia anodowego na kroplę, która pod wpływem parcia wywołanego tym strumieniem przemieszczała się w kierunku katody. Strumień katodowy był tutaj przytłumiony i jego działanie jest niewidoczne. Zarejestrowana na dziesięciu kolejnych klatkach kropla znajduje się we wszystkich fazach swego ruchu na skraju strumienia anodowego.

Wykorzystując wielkości charakterystyczne dla ruchu kropli stalowej z rys.2a i b wyliczono siłę z jaką działał strumień anodowy. Posłużono się następującym rozumowaniem. Przyjęto, że kropla ma kształt kuli i porusza się ruchem jednostajnie przyspieszonym,



Rys.2. Działanie strumienia anodowego na kroplę
Powiększenie 2 x
Katoda z lewej i anoda z prawej - elektroda prętowa EA
1.46 \varnothing 6, I = 240 A.
Szybkość filmowania 1000 zdjęć/s

Dla takiego ruchu droga przebyta wyraża się wzorem

$$s = v_0 \cdot t + \frac{at^2}{2} \quad \text{m} \quad (1)$$

$$v = v_0 + a \cdot t \quad \text{m/s} \quad (2)$$

Ponieważ pomiary drogi jaką przebyła kropla w kolejnych odcinkach czasu równych w tym przypadku $\frac{1}{1000}$ s rozporządzają się w określonym momencie ruchu, można przyjąć, że $v_0 = 0$. A zatem względna wartość przebytej drogi i przyspieszenie:

$$a = \frac{2 \cdot s}{t^2} \quad \text{m/s}^2 \quad (3)$$

gdzie:

a - przyspieszenie m/s^2

s - droga m

t - czas sek

Siła z jaką działa strumień plazmowy na kroplę wyrazi się wzorem:

$$P = m \cdot a \quad \text{N} \quad (4)$$

gdzie:

P - siła N

m - masa kropli kg

a - przyspieszenie m/s^2

Odcinek drogi jaką przebyła kropla w ciągu $\frac{9}{1000}$ s oraz średnica kropli pomierzone na rys. 2 a i b wynoszą w skali rysunku odpowiednio 16 mm i 3 mm. Obraz zarejestrowany na rysunku jest powiększony w stosunku do wymiarów rzeczywistych dwa razy. A zatem rzeczywista droga wyniesie $8 \cdot 10^{-3}$ m, a rzeczywista średnica kropli wyniesie $1,5 \cdot 10^{-3}$ m.

Wyliczone ze wzoru (3) przyspieszenie osiągnie wartość $a = 197,5 \text{ m/s}^2$. Masę kropli można wyrazić wzorem:

$$m = v \cdot \rho \text{ kg} \quad (5)$$

gdzie:

$$v - \text{objętość m}^3$$

$$\rho - \text{gęstość } 8,217 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$$

$$v = \frac{\pi \cdot d_k^3}{6} = 0,5236 d_k^3 \text{ m}^3 \quad (6)$$

gdzie:

d_k - rzeczywista średnica kropli w metrach

Wyliczona z równania (6) objętość kropli wynosi $1,767 \cdot 10^{-9} \text{ m}^3$, a masa kropli z równania (5) $14,52 \cdot 10^{-6} \text{ kg}$. Wobec tego siła z jaką działa anodowy strumień plazmowy na zarejestrowaną na rys. 2 a i b kroplę osiągnie wartość:

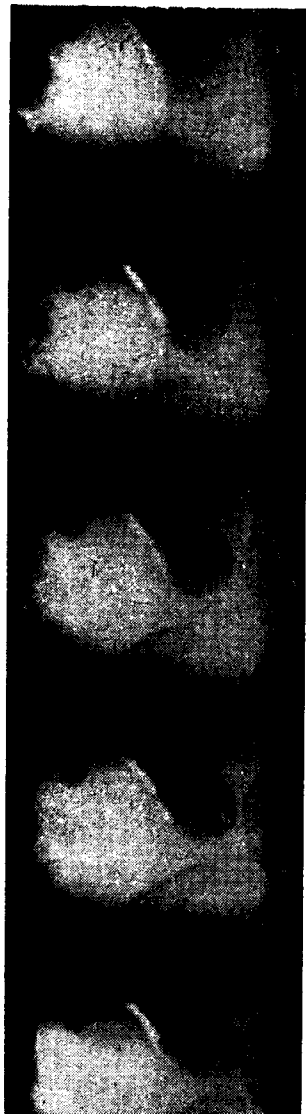
$$P = 14,52 \cdot 10^{-6} \cdot 197,5 = 2868 \cdot 10^{-6} \text{ N}$$

albo $0,00029 \text{ kg}$.

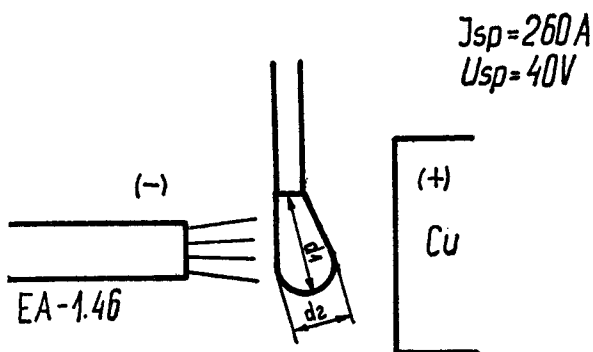
Stwierdzono, że analizowana kropla znajdowała się w peryferyjnych częściach strumienia plazmowego.

3. Analiza działania strumieni na stopiony koniec elektrody

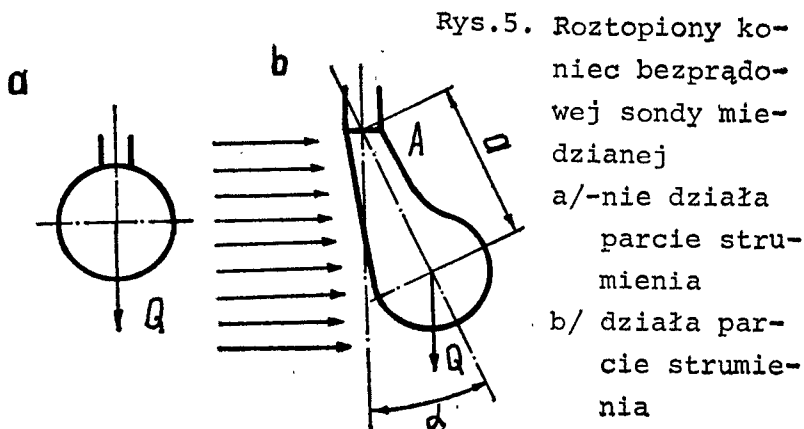
Dla określenia siły z jaką działa strumień plazmowy na nieoddzieloną jeszcze od bezprądowej sondy miedzianej kroplę (rys. 3) posłużono się odmiennym od poprzedniego rozumowaniem, którego tok przedstawia się następująco. Koniec bezprądowej sondy miedzianej zostaje stopiony ciepłem łuku i pod wpływem parcia plazmowego strumienia katodowego odchylony w kierunku anody. Wielkość odchylenia zależy od siły naporu strumienia. Sytuację z rys. 3 przedstawiono schematycznie na rys. 4 i 5. W celu wykonania obliczeń rozpatrzono uproszczony model - rys. 6.



Rys.3. Działanie strumienia katodowego na stopiony koniec bezprądowej sondy miedzianej. Powiększenie 3 razy. Z lewej katoda prętowa EA 1.46, $\varnothing 6$, z prawej anoda w postaci miedzianego wałka. $I = 260$ A, szybkość filmowania 1000 zdjęć /s .



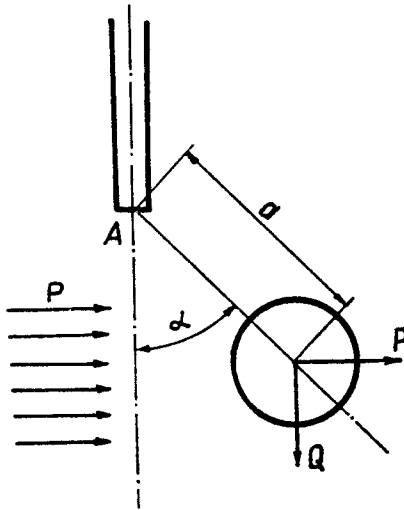
Rys. 4. Parcie strumienia katodowego na roztopiony koniec bezprądowej sondy miedzianej. Schemat rysunku 3.



Rys.5. Roztopiony koniec bezprądowej sondy miedzianej

- a/ -nie działa parcie strumienia
- b/ działa parcie strumienia

Rys.6. Uproszczony model parcia strumienia plazmowego na roztopiony koniec bezprądowej sondy miedzianej



Roztopiony koniec sondy miedzianej ma kształt kuli, a jego ciężar skupiony jest w środku geometrycznym. Oś przechodząca przez geometryczny środek kuli i punkt jej zaczepienia "A" jest nachylona do pionu pod kątem α . Środek geometryczny kuli jest oddalony od punktu jej zaczepienia o wielkości "a" (rys.6).

Siłę P powodującą wychylenie kropki od osi pionowej i będącą rezultatem parcia strumienia plazmowego wyliczono z następujących zależności:

$$P = p \cdot S \quad N \quad (7)$$

gdzie:

p - parcie strumienia N/mm^2

S - powierzchnia na którą działa parcie mm^2

$$S = \frac{\pi \cdot d_k^2}{4} \quad mm^2 \quad (8)$$

$$d_k = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad \text{mm} \quad (9)$$

d_1 i d_2 - wartości zmierzone na fotografamie (rys.3) z uwzględnieniem powiększenia

Ciężar kropli

$$Q = m \cdot g \quad \text{N} \quad (10)$$

gdzie:

g - przyspieszenie ziemskie m/s^2

$$m = V \cdot \rho \quad \text{kg} \quad (11)$$

gdzie:

ρ - gęstość kg/m^3

$$V = \frac{\pi \cdot d_k^3}{6} = 0,5236 d_k^3 \quad \text{m}^3 \quad (12)$$

m - masa kropli

V - objętość kropli

Z równania momentów sił względem punktu "A" otrzymamy równanie:

$$P \cdot a \cdot \cos \alpha - Q \cdot a \cdot \sin \alpha = 0 \quad (13)$$

$$P = Q \frac{\sin \alpha}{\cos \alpha} = Q \cdot \text{tg} \alpha \quad \text{N}$$

Pomiary kąta α oraz wielkości d_1 i d_2 na fotografamie (rys.3) pozwoliły na wyliczenia, które zestawiono w tabeli I.

Obliczone wielkości, dla warunków działania strumienia katodowego na stopiony koniec miedzianej sondy (rys.3) wskazują, że siła działania tego strumienia przy natężeniu prądu 260 A osiągnęła wartość $6900 \cdot 10^{-6}$ N. Strumień anodowy od wałka miedzianego nie ujawnił swego działania.

Szczegółowe wyniki badań dla spawania elektrodami prętowymi i w osłonie CO₂ zostaną przedstawione w kolejnych publikacjach.

Tabela 1

Siła działania plazmowego strumienia katodowego od elektrody prętowej na stopiony koniec sondy miedzianej. Układ niesymetryczny (rys.3). Elektroda prętowa EA 1.46, \varnothing 6 stapiana w pozycji naściennej na wałku miedzianym. I = 260 A. Szybkość filmowania 1000 zdjęć /s

Lp.	d_1 m	d_2 m	d_k m	α o	tg α --	V m ³	Q		P	
							N	N	N	kg
1.	$5,6 \cdot 10^{-3}$	$4,0 \cdot 10^{-3}$	$4,8 \cdot 10^{-3}$	45	1,0000	$55,3 \cdot 10^{-9}$	0,0044	0,0044	0,00044	0,00044
2.	$6,0 \cdot 10^{-3}$	$4,0 \cdot 10^{-3}$	$5,0 \cdot 10^{-3}$	54	1,3764	$62,5 \cdot 10^{-9}$	0,0050	0,0069	0,00069	0,00069
3.	$5,6 \cdot 10^{-3}$	$3,3 \cdot 10^{-3}$	$4,5 \cdot 10^{-3}$	56	1,4826	$45,5 \cdot 10^{-9}$	0,0036	0,0053	0,00053	0,00053
4.	$5,6 \cdot 10^{-3}$	$3,3 \cdot 10^{-3}$	$4,5 \cdot 10^{-3}$	50	1,1918	$45,5 \cdot 10^{-9}$	0,0036	0,0043	0,00043	0,00043
5.	$6,0 \cdot 10^{-3}$	$2,6 \cdot 10^{-3}$	$4,3 \cdot 10^{-3}$	60	1,7321	$39,8 \cdot 10^{-9}$	0,0032	0,0061	0,00061	0,00061

Dla wyznaczenia wartości Q przyjęto w obliczeniach:

$$g = 9,81 \text{ m/s}^2$$

$$\rho = 8,217 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$$

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ НАД ПЛАЗМОВЫМ ПОТОКОМ В СВАРОЧНОЙ ДУГЕ

Резюме

В статье представлен испытательный стенд построенный для выяснения способа воздействия плазмового катодного и анодного потока на материальные частицы в сварочной дуге. Описана методика исследований для свободных частиц, а также связанных силами сцепления с электродом.

METHODS OF INVESTIGATING PLASMA FLUX

Summary

The article presents a test stand built for the explanation of the influence of the cathode and anode plasma flux on material particles at a welding arc. There have been described methods of investigating free particles as well as those connected with the electrode by means of cohesive forces.

Stanisław Smarzyński

PRZENOSZENIE MATERIAŁU W ŁUKU SPAWALNICZYM
W ŚWIETLE LITERATURY ŚWIATOWEJ

W ostatnich latach rozwinęły się w różnych krajach badania nad przechodzeniem ciekłego metalu z elektrody do przedmiotu spawanego podczas spawania. Panujący pogląd o roli sił elektrodynamicznych w tym przenoszeniu na podstawie wyników nowych metod badań - czych jest coraz częściej negowany. Dążenie do sterowania przepływem metalu z elektrody do przedmiotu spawanego powoduje, że angażowane są nowoczesne techniki badań. W artykule przedstawiono światowy dorobek ostatnich lat w tej dziedzinie.

1. Wstęp

Proces spawania łukowego jako zjawisko fizyczne jest przedmiotem analizy od wielu lat. Konieczność podejmowania coraz nowych badań wynika głównie ze złożoności zjawisk jakie zachodzą podczas jarzenia łuku oraz z nowo poznanych zjawisk. Coraz celniejsze metody badawcze oraz doskonalsza aparatura pozwalają na formułowanie nowych praw i weryfikację hipotez. Badania z zakresu fizyki łuku spawalniczego są badaniami podstawowymi zmierzającymi do kierowania procesem spawania łukowego w sposób najbardziej racjonalny. Chodzi tu zarówno o zagadnienia energetyczne, wynikające z parametrów spawania, jak również o zagadnienia materiałowe w tym także o straty materiałowe, których źródłem jest rozprysk i parowanie metalu.

Straty materiałowe spowodowane rozpryskiem mogą sięgać od kilku do kilkudziesięciu procent. Szczególnie wysokie straty materiału spowodowane rozpryskiem obserwuje się przy spawaniu w osłonie dwutlenku węgla. Współczesny stan wiedzy z zakresu fizyki łuku spawalniczego nie pozwala na jednoznaczne określenie działania, którego efektem byłaby eliminacja, względnie ograniczenie wielkości tych strat.

1.1. Cząstki materialne w przestrzeni międzyelektrodowej

O kształcie stopionego metalu w przestrzeni łukowej decydują parametry spawania, a także właściwości fizyczne stopionego metalu. Ogólny uproszczony podział obejmuje przechodzenie zwarciove oraz przechodzenie bezzwarciove, które może być grubo kropłowe lub natryskowe. Pod pojęciem przechodzenia natryskowego rozumie się dużą ilość bardzo małych kropli przechodzących przez łuk w sposób swobodny. Przechodzenie może się odbywać według jednego z podanych schematów lub też według kombinacji między nimi. Często wymieniane jest także przechodzenie strumieniowe lub przechodzenie w postaci ciągłego strumienia [21, 23, 27]. Inne podziały nie odbiegają w sposób istotny od przytoczonych. Można przyjąć, że zasadniczym kształtem jaki przybiera roztopiony metal pokonując przestrzeń łuku elektrycznego, jest kropla o mniejszym lub większym rozmiarze. Stan zwarcia - to znaczy stan, w którym następuje deformacja nie oderwanej jeszcze od elektrody, a już dotykającej przeciwnego bieguna kropli oraz ciągły strumień nie będą w ramach niniejszej pracy analizowane. Na temat przejścia zwarciovego jest bardzo duża ilość prac, a prawie ogólnie uznana teoria przechodzenia pod wpływem wessania siłami powierzchniowymi - różnicą napięć powierzchniowych małej kropli z elektrody oraz dużego jeziora, daje zadawalające wyjaśnienie [21, 23]. Stan ciągłego strumienia wymaga jeszcze znacznego nakładu prac badawczych zmierzających do usystematyzowania zagadnienia oraz do wyjaśnienia zjawiska.

Wśród badaczy analizujących zjawiska w łuku spawalniczym panuje także pogląd, że część metalu z elektrody do przedmiotu spawanego przechodzi w postaci pary metalu [21,26,17,18,9], która ulega kondensacji na zimniejszym od przestrzeni łuku jeziorku przedmiotu spawanego. Czas przebywania roztopionej masy metalu w przestrzeni łuku, wielkość oraz ruchliwość plamek anodowej i katodowej rzucają na ilość metalu, która przechodzi w postaci pary. Udział metalu przechodzącego w postaci pary należy uznać za bardzo mały w porównaniu do ogólnej masy, nie przekraczający 10% metalu przechodzącego [9]. Część pary wychodząc poza obręb łuku kondensuje poza przestrzenią jeziorka i jest materiałem straconym.

W zdecydowanej większości procesów spawania konieczne jest użycie materiału dodatkowego w postaci elektrody lub pręta materiału dodatkowego. We wszystkich przypadkach spawania łukowego z użyciem materiału dodatkowego, przejście metalu z elektrody do materiału spawanego odbywa się w postaci ciekłej, która jest podstawowym stanem fizycznym, w którym następuje przemieszczanie zasadniczej części metalu z elektrody do przedmiotu spawanego.

Kropla metalu jest podstawową formą przenoszenia. Średnica kropel jest zróżnicowana od bardzo małych do przekraczających średnicę elektrody [11,9,23,4,32,27,33,2]. Przenoszenie drobnokropłowe ma być korzystniejsze ze względu na większą stabilność procesu, który w tym przypadku jest realizowany bez zwarcia [9]. Jeżeli w gazach szlachetnych elektroda jest podłączona do bieguna dodatniego to krople są nieduże, a przy podłączeniu do bieguna ujemnego tworzą się krople większe [7]. Podobne zjawisko zaobserwowano przy spawaniu aluminium [9].

Odmienna sytuacja zaistnieje, gdy spawanie wykonywane będzie przy gęstości prądu mniejszej od 60 A/mm^2 , przy spawaniu gołymi elektrodami [9]. Przechodzenie metalu odbywa się wówczas w postaci pojedynczych kropel o średnicy równej bądź większej od średnicy elektrody. Takie krople mogą przechodzić swobodnie, ze zwarcie, jako

kropłe krążące , bądź też w postaci rozprysku. Za kropłe krążące uważa się takie, które poruszają się powoli wokół osi elektrody, jak również takie, które wykonują ruchy w kierunku od materiału spawanego. Kropłe krążące powstają z reguły przy spawaniu stali w atmosferze dwutlenku węgla. Krążenie kropli jest zjawiskiem niekorzystnym. Powoduje bowiem nasycenie kropli gazami, co w konsekwencji prowadzi do wad spawalniczych. Dąży się do takiego doboru parametrów, aby materiał elektrody po stopieniu i uformowaniu w kropkę jak najszybciej pokonał przestrzeń łuku i trafił do jeziora na przedmiocie spawanym.

Dla elektrod otulonych [9,25], zagadnienie przeniesienia metalu przedstawia się podobnie jak dla elektrod gołych. Uwzględnić jednak należy wpływ składników otuliny, ich strukturę fizyczną i budowę. Na przykład, występujący przy spawaniu elektrodami otulonymi krater, wywołany wolniejszym stopianiem otuliny od metalowego rdzenia, zmniejsza straty wywołane rozpryskiem i wpływa kierując na ciekły metal wymuszając jego ruch w kierunku jeziora. Przejście od przenoszenia grubokropłowego do drobnokropłowego następuje po przekroczeniu krytycznej wartości gęstości prądu charakterystycznej dla rodzaju i średnicy elektrody, biegunowości, gazu osłaniającego, otuliny, techniki spawania itp. W dwutlenku węgla proces charakteryzuje się grubokroplistym przechodzeniem metalu. Problem ten nie znalazł jeszcze dostatecznego wyjaśnienia mimo licznych badań. Stwierdza się, że przy niektórych metodach spawania przejście od grubo do drobnokropłowego praktycznie nie zostało osiągnięte [9]. Przy spawaniu w dwutlenku węgla przy ciśnieniu tego gazu w granicach 50 - 250 mm słupa rtęci [14], drobnokropłowe przechodzenie metalu jest możliwe, ale tylko przy biegunowości ujemnej na elektrodzie i przy dodatku 5% tlenu do CO₂. Przy spawaniu biegunowością dodatnią drobnokropłowego przenoszenia nie uzyskano [14]. Omawiane w wielu publikowanych pracach mechanizmy odrywania kropli od elek -

trody, względnie nadania jej impulsu, który może być za -
czątkiem jej oderwania, względnie doprowadzenie do wzmo -
żonych rozprysków, poza tzw. siłą elektromagnetyczną, usy -
stematyzowano w następujących punktach:

1. W wyniku procesów metalurgicznych następują lokalne wy -
buchy i wyrzucanie cząstek metalu z kropli na elektro -
dzie i z jeziorka. Energię kinetyczną uzyskują w tym
przypadku cząstki od rozprężających się gazów [21, 2,
25, 46, 47, 37, 20].
2. W wyniku niestabilnego jarzenia się łuku może pojawić
się siła wypadkowa odrywająca kroplę, skierowana od
osi elektrody i wyrzucająca kroplę poza obszar jezior -
ka spawalniczego [21, 30, 36, 2, 16].
3. Rozrywanie ciekłego mostka jaki tworzy roztopiony me -
tal elektrody podczas zwarcia, względnie w czasie two -
rzenia się szyjki przy odrywaniu kropli. Wielkość strat
na rozprysk w tym przypadku zależy w dużym stopniu od
charakterystyki dynamicznej źródła prądu użytego do
spawania [21, 48, 49, 15, 35, 36, 2].

Między kroplą ciekłego metalu, a elektrodą istnieje
do momentu oderwania się kropli, przewężenie zwane szyjką.
Badano wpływ impulsu siły jaki powstaje w momencie rozry -
wania szyjki na przemieszczenie kropli [48, 49, 36]. Impuls
siły pojawia się na skutek gwałtownego wyparowania metalu
szyjki pod wpływem ciepła wytworzonego przez przepływają -
cy prąd. Jeżeli siła pochodząca od tego "wybuchu elektry -
cznego" nie działa w osi elektrody to kropla wypada poza
obręb jeziorka spawalniczego. Takich kropel może być od
7 do 15% w stosunku do wszystkich jakie zostaną oderwane
od drutu elektrodowego [48, 49, 36].

Cechą charakterystyczną procesu spawania metodą
MAG jest obok grubokroplistego przenoszenia metalu, także zwiększony
rozprysk. Źródłem rozprysku obok już wymienionych w ni -
niejszej pracy ma być także wysoka przewodność cieplna dwu -
tlenku węgla [28].

Celem wyjaśnienia przechodzenia materiału przez łuk przy spawaniu w różnych atmosferach gazowych, ale z pominięciem siły ciężenia, przeprowadzono eksperyment spawania w kosmosie, [30] w stanie nieważkości. Dla analizy zjawisk powodujących przechodzenie materiału w łuku spawalniczym istotny jest stan nieważkości. Wyeliminowane zostało działanie siły, która w konwencjonalnych warunkach spawania występuje zawsze. Badano różne techniki spawania, a wśród nich spawanie elektrodą topliwą w osłonie argonu przy $I = 50 \text{ A}$, $U = 15 \text{ V}$. Stwierdzono, że przy spawaniu w stanie nieważkości głównym problemem było sterowanie stapianiem i przenoszeniem metalu elektrody. Wśród czynników występujących przy powstawaniu i przenoszeniu kropli ciekłego metalu, jako podstawowe wymienia się: napięcie powierzchniowe i zwilżenie metalu. Krople metalu były kilkakrotnie większe od obserwowanych przy spawaniu w warunkach ziemskich. W czasie powstawania i po oderwaniu zachowują się jednak analogicznie jak podczas spawania na ziemi. Zmieniają swoje położenie na skutek czego także aktywne plamki na powierzchni kropli i jeziorka zmieniają ciągle i bezładnie swoje miejsce. Podjęto próby stabilizacji jarzenia łuku elektrycznego, przez nakładanie impulsu na łuk długi i zwarcie przy łuku krótkim [30]. Podjęcie tak drogiego eksperymentu dla wyjaśnienia zagadnień podstawowych, świadczy o ważności problemów oraz o trudnościach z jakimi się badacze borykają celem ich wyjaśnienia. Odmienność przytoczonych poglądów dowodzi, że rozpracowanie metody sterowania przenoszeniem metalu przy spawaniu jest jednym z najbardziej aktualnych zadań techniki spawalniczej [34].

Wśród wielu zagadnień na czoło wysuwają się objętość, masa i kształt ciekłej formy metalu oraz czas przebywania ciekłego metalu w przestrzeni łukowej i częstotliwość przechodzenia kropli w łuku. W świetle wymienionych czynników znaczenia nabiera prędkość przemieszczania, jej wielkość, kierunek i zwrot. Nie jest sprawą bez znaczenia jaka ilość metalu trafi do jeziorka na przedmiocie spawanym, a jaka zostanie wyniesiona poza jego obręb.

Ruch części materialnych w łuku spawalniczym musi być wywołany działaniem określonych sił. Charakter tych sił ich wielkość oraz kierunek działania mają zasadnicze znaczenie dla przenoszenia metalu z elektrody do jeziora spawalniczego na materiale spawanym.

1.2. Przyczyny powodujące ruch cząstek materialnych w przestrzeni międzyelektrodowej

Zagadnienie to od wielu lat nurtuje badaczy w różnych krajach. Coraz bardziej doskonałe metody badawcze i urządzenia pozwalają w sposób bardziej szczegółowy wnikać w skomplikowane zagadnienia łuku spawalniczego. Dużym postępem w badaniach nad ruchem cząstek materialnych w łuku spawalniczym jest zastosowanie szybkiego filmowania. Na podstawie badań filmowych wykonywanych z prędkością od kilkuset przez kilkadziesiąt tysięcy do milionów zdjęć na sekundę stwierdzono, istnienie strumienia względnie strumieni plazmowych, ale pojmowanie ich jest bardzo różne. Najnowsze badania stwierdzają jednak, że łuk elektryczny nie jest jednorodny i stały [4,5,6]. Z powodów dotychczas niewyjaśnionych, objawia się jako plazmowy strumień anodowy względnie plazmowy strumień katodowy względnie w układzie jednocześnie występujących obu strumieni. Dla wywołania ruchu pary metalu, a szczególnie kropel istnieć muszą siły, które ten ruch wywołają. Przepływ materiału przez łuk ma być związany tak z ruchem jonów, jak też elektronów w łuku spawalniczym [17]. Ruch jonów i elektronów w płazmie może być wywołany polem elektrycznym lub różnicą w koncentracji cząstek między licznymi składnikami plazmy [18]. Plazma jest zatem nagrzana nierównomiernie co stwarza możliwości działania mechanizmu plazmowego przewodnictwa cieplnego i pojawienie się plazmowego strumienia energii cieplnej. Wartości liczbowe [18] są następujące. Przy temperaturze 6000°K molekuly gazowe osiągają szybkość w granicach 10^3 do 10^4 m/sek, a elektrony około $5 \cdot 10^5$ m/sek. Obliczenia teoretyczne dają nie tylko prędkości cząstek wielokrotnie większe od pomierzonych, ale także różne prędkości dla różnych cząsteczek, tak jonów,

elektronów , jak też cząsteczek niezjonizowanych, czyli atomów i drobin.

Strumień plazmowy czyli słupek łuku ma zawierać elektrony, jony i cząstki neutralne o równej energii [33]. W ten sposób pojęty strumień plazmy może mieć swoje źródło na anodzie lub na katodzie i osiągać prędkość do 10^3 m/sek [50]. Strumienie te oddziałują na siebie, przy czym silniejszy strumień dominuje nad słabszym [50, 4]. Strumienie plazmowe transportują ciepło i gazy przez co wpływają na proces przechodzenia materiału elektrody przez łuk. Moc strumienia plazmy zależy od materiału elektrody, rodzaju osłony gazowej, gęstości i biegunowości prądu [33]. Przy spawaniu w osłonie dwutlenku węgla, przy krótkim łuku i małej plamce anodowej - słupek łuku nie posiada różnialnego rdzenia ani warstwy rozżarzonych par metalu lub innych gazów, a drut elektrodowy stapia się skośnie w stosunku do swojej osi. Powstające krople są odchylane od osi elektrody, a w skrajnych przypadkach są unoszone do góry i odpychane od jeziora [32]. Na dowód występowania sił mechanicznych zdolnych do pokonania ciężkości przy spawaniu pułapowym można przytoczyć doświadczenie w kosmosie oraz spawanie w pozycji pułapowej na blasze z otworami, nad którą w odległości 76 mm znajdowała się druga z analogicznymi otworami [9]. Zaobserwowano "wystrzeliwanie" cząstek ponad obie blachy po torach prawie prostopadłych do blach. Wysokość "wystrzeliwania" była różna dla różnych elektrod gołych i różnych otulonych, różna dla prądu stałego i zmiennego oraz zależała także do średnicy kropli [9]. O wielkości występujących sił świadczy to, że przy natężeniu prądu 100 A wysokość lotu cząstek wahała się w granicach od 140 do 430 mm nad górną blachą [9]. Próbowano określić szybkość kropel dla spawania w pozycji pionowej gołą elektrodą stalową, w osłonie argonu, przy biegunowości dodatniej. Średnia szybkość kropel wynosiła 1,3 m/sek, a maksymalna 1,9 m/sek, przy stosowanym w czasie doświadczenia natężeniu prądu 195 A, napięciu 25 V dla średnicy drutu elektrodowego 1,2 mm [9].

Badano także przechodzenie materiału przy łuku jarzącym się między elektrodami aluminiowymi w osłonie gazów obojętnych [38]. Elektroda o średnicy 1,2 mm była połączona do bieguna dodatniego. Przy spawaniu natężeniem prądu 150 - 250 A częstotliwość przechodzenia kropeł wynosiła od 100 do 500 w ciągu sekundy. Analiza zebranego materiału filmowego /szybkość filmowania 35 000 klatek /sek/ pozwala stwierdzić, że większość kropeł podlega przyspieszeniu na drodze w kierunku materiału spawanego. Przyspieszenie to ma być stałe na przeważającej części drogi i stanowi krotność przyspieszenia ziemskiego w zakresie od 50 do 500 razy [38]. Przyspieszenie przypisuje się zjawisku wleczenia wywołanego ruchem plazmy. Ruch ten zaś wywołany ma być niejednorodnością rozkładu gęstości prądu w pobliżu końcówki drutu elektrodowego. Do obliczenia szybkości strumienia plazmy, posłużono się zależnością wyrażającą siłę wleczenia strumienia plazmy "F" [38]:

$$F = \frac{C_D \cdot \pi \cdot R^2 \cdot \rho \cdot v^2}{2} \quad (1)$$

gdzie:

- C_D - współczynnik oporu wleczenia
- R - promień kropli
- ρ - gęstość plazmy
- v - prędkość plazmy

Współczynnik oporu wleczenia C_D jest nieznacznie zmienia-

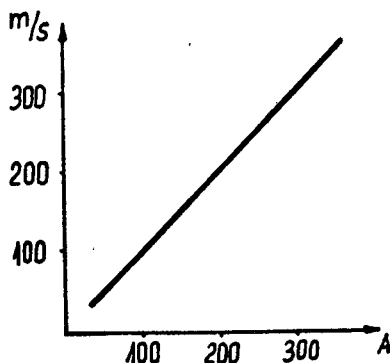
jącą się funkcją liczby Reynolds'a $Re = \frac{2 \cdot \rho \cdot v \cdot R}{\mu}$

gdzie:

μ - lepkość plazmy

Z pomiarów temperatury łuku wyliczono wartość ρ i μ . Z pomiarów przyspieszenia i średnicy kropli wyliczono siłę wleczenia F co pozwoliło, po przekształceniu wzoru (1), wyliczyć prędkość strumienia plazmy v . Zależność wartości tej prędkości od natężenia prądu przedstawia wykres na

rys. 1.



Rys.1. Prędkość plazmy odniesiona do natężenia prądu spawania [38]. Elektroda aluminiowa o średnicy 1,2 mm podłączona do bieguna dodatniego. Spawanie w atmosferze argonu

Prędkość strumienia plazmy ma być proporcjonalna do natężenia prądu spawania w granicach błędu pomiaru. Strumień plazmy skierowany jest równoległe do osi elektrody na znacznej swojej długości. Odchylenie od równoległości następuje w strefie leżącej blisko spawanej płyty. Według innych badań [29], prędkość plazmy ma z łatwością osiągać prędkość dźwięku, przy czym nie ma to być możliwe przy normalnym /760 mmHG/ ciśnieniu gazu osłaniającego.

Badania prowadzone przez różnych badaczy wykazały, że szybkość strumienia plazmowego zależy od natężenia prądu [39] względnie od gęstości prądu, jest zawsze większa od 100 m/sek, a przytoczone wartości liczbowe zawierają się w granicach od 130 do 870 m/sek [39]. Uzależnia się jednak szybkość strumienia plazmy nie tylko od gęstości prądu, ale także od warunków powierzchniowych na anodzie i katodzie [28]. Pogląd ten nie został jednak szerzej rozwinięty. Siła parcia strumienia plazmy jest zależna od natężenia prądu i wynosić ma od kilku dyn przy niskich prądach do kilku

gramów przy wysokich natężeniach prądu [28]. Maksymalne zarejestrowane przyspieszenie wynosiło $40\ 000\ \text{cm}/\text{sek}^2$ przy prądzie 270 A [28]. Dla kropli o średnicy 0,12 cm i masie 2,5 mg takie przyspieszenie powoduje siła około 100 dyn [28]. Dla elektrod węglowych przy prądzie 200 A, prędkość plazmy w osi łuku, od bieguna ujemnego w kierunku dodatniego, wynosi 300 m/sek. Siła wywołana tą energią kinetyczną ma wynosić jednak tylko 0,44 G [9]. Według innych badań przyspieszenie kropli jest rzędu 300 "g", a siła działająca na tę kroplę rzędu 10 miliniutonów [37]. Dużą energią kinetyczną strumienia plazmy tłumaczy się tak zwane "zdmuchiwanie" ciekłego metalu z elektrody [29].

Badania szybkości przepływu gazów w pobliżu jarzącego się w atmosferze CO_2 łuku spawalniczego [3,10] pozwalają stwierdzić, że szybkość gazów rośnie ze wzrostem natężenia prądu spawania. Wydzielenie par i gazów ustaje podczas zwarcia i gwałtownie wzrasta przy ponownym zajarzeniu łuku po zwarciu. Szybkość mieszaniny par i gazów jest nieduża i waha się w granicach 1 - 2 m/sek [3]. Przy powtórnym zajarzeniu łuku po zwarciu, szybkość ta jest od 1,5 do 2 razy większa [3].

Badania stapiania drutu spawalniczego dodatkowego o średnicy 1,2 mm przy użyciu palnika plazmowego oraz metodą TIG, w atmosferze argonu, dla zakresu natężeń prądów od 100 do 300 A wykazały działanie siły na krople płynnego metalu. Badania prowadzono w pozycji podolnej. Koniec drutu stapał się, a krople porwane siłą aerodynamiczną strumienia plazmowego [51] zostały przeniesione do spawanego materiału. W ciągu sekundy z końca drutu zostaje "zdmuchniętych" palnikiem plazmowym około 100 kropelek. Opisane zjawiska są analogiczne w przypadku stosowania palnika plazmowego i metody TIG. Twierdzi się [51], że ruch kropelek dla obu metod jest wymuszony działaniem strumienia plazmowego, chociaż charakter i forma stapiania dla analizowanych metod stapiania są tylko w pewnych zakresach prądowych podobne [51]. Różne źródła literatury podają chwilowe prędkości kropeł przy spawaniu elektrodą sta-

lową w osłonie argonu w granicach od 0,19 do 0,30 m/sek [1,]

Dla elektrod otulonych, szybkość kropeł rosła wraz ze zmniejszeniem ich średnicy i wynosiła od 2 do 38 m/sek [9, 25]. Szybkość par żelaza została oszacowana tylko na 15 m/sek [9, 25]. Badacze [18], którzy doszli do wniosku, że strumień od materiału jest odbitym strumieniem z elektrody, stwierdzają, że odbity strumień utrudnia przenoszenie metalu, powoduje unoszenie kropli nad czoło elektrody lub jej przemieszczenie na boki. Szczególnie wyraźnie utrudnienie to występuje, gdy strumień katodowy nie obejmuje całej powierzchni końca elektrody lecz tylko część tej powierzchni, a więc przy tworzeniu się kropli o średnicy większej niż średnica drutu elektrodowego [18]. Analogicznie zachowuje się łuk przy spawaniu w dwutlenku węgla, gdzie plamka anodowa może zajmować niewielką powierzchnię na czołowej stronie dużej kropli. W innym przypadku zaobserwowano krople, które jakby nie posiadały ciężaru. Przemieszczały się one powoli przez przestrzeń łukową. Impuls prądowy powodował powstanie plazmy o większej energii kinetycznej, która doganiała kroplę, uderzała w nią i powodowała jej przyspieszenie [19]. Przyspieszenie w momencie kiedy kropla traci kontakt z elektrodą wynosiło 300 razy przyspieszenie ziemskie [37]. Badania działania strumienia plazmowego na kroplę w łuku, jarzącym się między elektrodą stalową o średnicy 1 mm a skrajem miedzianej chłodzonej blachy jako katodą, w atmosferze argonu przy częstotliwości kropeł 250 - 300 na sekundę wykazały [1], że pod wpływem strumienia anodowego kropla wykazuje przyspieszenie w słupie łuku, przy czym średnia wartość naporu wywołującego to przyspieszenie, wynosi $6,67 \cdot 10^3$ dyn/cm². Podane wartości naporu dla pięciu pomiarów, wynosiły od $5,45 \cdot 10^{-3}$ dyn/cm² do $8,85 \cdot 10^{-3}$ dyn/cm². Szybkość strumienia plazmy odpowiadająca podanym warunkom spawania wynosi od 0,8 do $1,0 \cdot 10^2$ m/sek. W konkluzji wymienionej pracy autorzy [1] stwierdzają, że strumienie plazmowe nie mają znaczenia przy ruchu materiału w łuku elektrycznym, ponieważ siły jakie wywołują ,

mają stanowić zaledwie 4 do 7 % wartości sił elektrodynamicznych i tym siłom przypisują zasadnicze znaczenie [24].

1.3. Rozprysk jako niepożądany skutek oddziaływania sił na roztopiony metal

Zagadnienie stabilności łuku oraz ilości i wielkości rozprysków w CO_2 opanowano z chwilą zastosowania źródeł prądu o odpowiednich regulowanych właściwościach statycznych i dynamicznych oraz zdobycia umiejętności dobierania prawidłowych parametrów spawania [33]. Przy spawaniu w CO_2 straty na rozprysk wahają się w granicach od 5 do 7 % stopionej elektrody [33]. Przy nieodpowiednio dobranych parametrach mogą osiągać nawet 20 %. Znaczne straty w postaci dużych kropeł rozprysku obserwuje się przy spawaniu małymi prądami i długim łukiem [33]. Drobnokropłowy przepływ metalu można uzyskać stosując biegunowość ujemną na elektrodzie, jednakże w takim przypadku straty na rozprysk dla spawania w CO_2 wynoszą od 30 do 35 % [16]. Twierdzi się [40,45], że zwiększona gęstość prądu jest przyczyną zwiększonego rozprysku.

Rozprysk materiału w czasie spawania, może mieć różne źródła. W ramach niniejszego rozdziału rozpatrywać należy trzy, uważane za główne, mechanizmy powstawania rozprysków. Rozprysk wywołany rozerwaniem szyjki na skutek gwałtownego wyparowania materiału ciekłej szyjki, podgrzewanej prądem zwarcia, dużej gęstości, a porównywanym często do wybuchu szyjki, działaniem strumieni plazmowych oraz często przywoływaną siłą elektrodynamiczną.

Dla wyjaśnienia powstawania rozprysków po zwarcu, zostały przeprowadzone badania spawania elektrodą cynową [48,49]. Ponieważ lepkość i napięcie powierzchniowe cyny jest mniejsze od lepkości i napięcia powierzchniowego stali, pewne zjawiska powinny były się wyraźniej uwidocznić. Stwierdza się jednocześnie [48,49], że siła elektrodynamiczna nie oddziałuje ani na roztopiony koniec elektrody cynowej ani na cynowe jeziorko płynnego metalu. Wniosek został oparty na fakcie braku rozprysku nawet przy bardzo

wysokich natężeniach prądu rzędu 900 A. Rozprysk natomiast pojawił się w momencie rozrywania szyjki w czasie spawania zwarciovego. Przyczyną tego rozprysku było gwałtowne wyparowanie metalu przy gęstości prądu rzędu $i = 5 \cdot 10^7 \text{ A/cm}^2$.

Szczegółowa analiza budowy łuku spawalniczego, pozwala wnioskować o możliwości spotęgowania rozprysków na skutek istnienia strumienia plazmowego, działającego od materiału spawanego w kierunku elektrody [4,5,6,23]. Działanie to jest niezależne od biegunowości prądu i związane przede wszystkim z okresową dominacją ukierunkowanego strumienia. Zjawisko to jest charakterystyczne także dla spawania w osłonie dwutlenku węgla, szczególnie na skutek stosowania cienkich drutów elektrodowych [4,5,6]. Za błędny należy uznać pogląd, w myśl którego rozprysk miałyby być wywołany działaniem siły elektrodynamicznej [48,49]. Nawet przy bardzo dużych jak na warunki spawalnicze prądach rzędu 3000 A, rozprysku wywołanego siłą elektrodynamiczną nie obserwowano. Zaobserwowano [19] odpychanie kropli przy spawaniu w CO_2 poza obszar jeziora spawalniczego, co tłumaczy się nierównomiernym ciśnieniem hydrostatycznym. Nierównomierność ta wynika z różnicy powierzchni jaką zajmuje plamka anodowa na kropli. Powierzchnia ta jest w CO_2 mniejsza od powierzchni przekroju elektrody. W konsekwencji powstaje siła osiowa działająca w kierunku przeciwnym do spodziewanego kierunku ruchu kropli i powodująca powstawanie rozprysku [19]. Przy spawaniu dużymi gęstościami prądu w tej samej atmosferze, obserwuje się zjawisko przemieszczania kropli w kierunku jeziora, a następnie ruch w kierunku odwrotnym i wyrzucenie kropli poza spoinę [9]. Ilość rozprysków rośnie ze wzrostem prądu, zależy od strumienia łuku i może osiągnąć dla elektrod otulonych wartość do 50% masy elektrody [20]. Szybkość rozprysków wynosi dla elektrod otulonych około 0,60 do 0,80 m/sek, a dla elektrod nieotulonych 2,6 m/sek [12,13].

Ponieważ rozprysk towarzyszący procesowi spawania jest zjawiskiem niepożądanym, należy dążyć do wyjaśnienia jego powstawania i znalezienia środków przeciwdziałających. Dla spawania w osłonie CO₂ nie opracowano dotychczas niezawodnego sposobu sterowania przepływem kropel metalu poprzez łuk z elektrody do przedmiotu spawanego [31].

1.4. Analiza zagadnienia w świetle literatury

Chociaż nie ma zgodności poglądów, w kwestii występowania strumieni plazmowych oraz wpływu jaki wywierają na cząstki napotkane w czasie swego ruchu, nie wnioskując w naturę i pochodzenie strumieni plazmowych w przestrzeni międzyelektrodowej podczas spawania /przepływ jonów i elektronów, ruch gazów i par metali wywołany różnicą ciśnień, ruch wywołany działaniem pola elektrycznego, ruch wywołany różnicą w koncentracji cząstek, ruch wynikający z różnicy między gęstością prądu na elektrodzie i na materiale spawanym/ należy przyjąć ich istnienie za udowodnione. W publikacjach mówi się o strumieniu katodowym i odbitym od materiału strumieniu anodowym, który ma utrudniać przechodzenie materiału i powodować rozprysk. W nowszych badaniach mówi się o strumieniach plazmowych - anodowym i katodowym.

Strumienie plazmowe mogą oddziaływać na siebie, przy czym silniejszy dominuje nad słabszym.

W konsekwencji istnieją zasadnicze rozbieżności w poglądach na skutki jakie pociąga za sobą istnienie strumienia bądź strumieni plazmowych. Dynamiczne oddziaływanie plazmy znalazło swoje odbicie w analizie przyspieszeń jakie ma powodować. Spotykane wartości liczbowe tego przyspieszenia wynoszą od 41 "g" / 400 m/sek²/ do 50 - 300, a nawet 500 "g". Siły działające na cząstki są także podawane różnie i mają wartość od 0,001 N do 0,0044 N, a nawet do 0,01 N. Parcie strumieni wywierane dynamicznym działaniem na kropkę ciekłego metalu w przestrzeni łukowej ocenia się na /5,45-8,85/ · 10⁻³ dyn/cm² przez kilka dyn do 6,67 · 10³ dyn/cm², do kilku gramów zależnie od natężenia prądu spawania.

Szybkość cząstek zależy od ich masy. Panuje zgodny pogląd, że cząstki większe poruszają się wolniej. Szybkość cząstek wywołana działaniem kinetycznym plazmy ma wynosić: od 0,1 do 0,25 m/sek, od 0,19 do 0,3 m/sek, średnio 1,3 m/sek, maksymalnie 1,9 m/sek, od 1 do 2 m/sek, a w moment po zwarciu będzie od 1,5 do 2 razy większa, od 0,4 do 8 m/sek, od 2 do 38 m/sek, $0,8 - 1,0/10^2$ m/sek, do 10^3 m/sek. Gaz w płazmie ma osiągać prędkość od 10^3 do 10^4 m/sek zaś elektrony w tej samej płazmie prędkość $5 \cdot 10^5$ m/sek, szybkość strumienia katodowego ma wynosić tylko 300 m/sek, a bliżej nie określony strumień plazmy ma osiągać szybkość kilkuset metrów na sekundę, lub z łatwością szybkość dźwięku. Jest faktem, że część stopionego materiału dodatkowego, użytego do spawania nie trafia do jeziora spawalniczego. Ta część materiału, która nie tworzy spoiny jest definiowana jako rozprysk. Wśród różnych przyczyn powodujących rozprysk wymienia się niekiedy w nowych opracowaniach strumień plazmowy, przy czym przeważnie ma to być strumień odbity od materiału spawanego. Równolegle zgodnie skierowany do osi elektrody strumień zasadniczy nie może powodować rozprysku. Z powodu dużej rozbieżności w poglądach na działanie sił w łuku spawalniczym, zostały podjęte badania, które zostaną opublikowane w dalszych artykułach.

LITERATURA

1. Akułow A.I. i inni: O wozdejstwiu potoka plazmy na kaplju pri swarke w argone. Swarocznoje proizwodstwo nr 7/72, s.47-48
2. Becken O.: Przechodzenie spoiwa z elektrod spawalniczych. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212 - 164 - 69
3. Bjezbach D.K.: Issledowanije skorosti dwiżenija gazow w bliżi swarocznoj dugi. Swarocznoje proizwodstwo nr 2/70, s.12

4. Bothe-Kłosowska D.: Strumienie plazmowe w łuku spawalniczym. Rozprawa doktorska. Zakład Spawalnictwa. Politechnika Szczecińska, 1966
5. Bothe-Kłosowska D.: Kształt łuku przy spawaniu ręcznym, Przegląd Spawalnictwa nr 10/71, s.260-263
6. Bothe-Kłosowska D.: Kształt łuku a strumienie plazmowe, Przegląd Spawalnictwa nr 2/72, s.39-46
7. Budnik N.M. i inni: Osobjennosti perenosy mjetalla pri swarke aktiwirowannoj prowołokoj w uglekisłom gaze tokom prjamoj polarnosti. Swarocznoje proizwodstwo nr 7/71, s. 28-31
8. Budnik N.M. i inni: Aktivacja swarocznoj prowołoki dlja swarki w uglekisłom gaze postojannym tokom prjamoj poljarnosti. Swarocznoje proizwodstwo nr 3/70, s.24-25
9. Conn W.N.: Die Technische Physik der Lichtbogenschweis - sung. Springer Verlag. München 1959
10. Czernyszow G.G., Akiłow A.I.: Wozdejstwije gazodyna - miczeskogo udara na wannu mjetalla pri swarke na wesu w uglekisłom gaze. Swarocznoje proizwodstwo nr 5/71 , s. 12-14
11. Defize L.G., Willigen P.C.: Droplet transfer during arc welding in various shielding gases. British Welding Journal nr 5/60 s.297-305
12. Dilthey U.: Origin of spatters in arc welding. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212-217-71
13. Dilthey U.: Analyse des Entstehens von Spritzern beim Lichtbogenschweissen. Schweissen und Schneiden nr 5/73 s.184-185
14. Djurgjerow N.G.: Wlijanie dawlenija dugi na pjerjenos mjetalla pri swarke w aktywnych gazach. Awtomaticzeskaja swarka nr 6/71, s.70
15. Djurgjerow N.G.: Umjenszenije rozbryzgiwanja mjetalla i stabilizacija procesa swarki korotkoj dugoj. Awtomaticzeskaja swarka nr 6/72, s.48-49

16. Djurgjerow N.G., Szczekin W.A.: O priczinach rozbrzgiwanija mjetałka pri gazoelektricheskoj swarke dlinnoj dugoj. Swarocznoje proizwodstwo nr 10/73, s.47-48
17. Finkelburg W., Maecker H.: Elektriczeskije dugi i termiczeskaja plazma. Izdatjelstwo Inostrannoj Litjeratury. Moskwa 1961
18. Frołow W.W.: Teoreticzeskije osnovy swarki. Izdatjelstwo "Wysszaja Szkoła" Moskwa 1970 s.35-107 i 118-149
19. Jackson C.E.: Metal transfer in variable frequency gas shielded pulsed curent arc welding. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212-163-69
20. Jackson C.E.: Spatter in arc welding. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212-213-71
21. Jerochin A.A.: Kinetika mjetałgurgiczeskich processow dugowej swarki. Izdatjelstwo "Maszynostrojenije" Moskwa 1964 s.9-129
22. Jeżewski M., Kalicz J.: Tablice wielkości fizycznych PWN Warszawa 1957
23. Kłosowski S.: Przechodzenie materiału w łuku spawalniczym. Rozprawa habilitacyjna. Zeszyty Naukowe nr 67 Politechnika Szczecińska, 1965
24. Kopajew B.W.: Ob ocenke sił, dejstwujuszczich na kaplju pri swarke w argone. Swarocznoje proizwodstwo nr 10/70, s.3-5
25. Lancaster J.F.: The transfer of metal from coated electrodes. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212-193-70
26. Leskow G.I.: Elektriczeskaja swarocznaja duga. Izdatjelstwo "Maszynostrojenije" Moskwa 1970 s.239-294
27. Needham J.S., Carter A.W.: Arc transfer characteristics of the steel CO₂ welding process. British Welding Journal nr 10/67, s.533-549
28. Needham J.C. i inni: Metal transfer in inert gas shielded-arc welding. British Welding Journal nr 2/60 s.101-114

29. Nishiguchi K. i inni: Behavior of cathode zone in constricted TIG arc at low pressure atmosphere. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212-204-71
30. Paton B.E., Kubasow W.N.: Eksperyment po swarce mje - tałów w kosmosje. Awtomaticzjeskaja swarka nr 5/ 70, s. 7-12
31. Paton B.E.: Tendencje rozwojowe w spawalnictwie. Przegląd Spawalnictwa nr 3/74, s.49-50
32. Pierożek B.: Proces spawania elektrodą topliwą w osłonach gazów aktywnych i obojętnych. Rozprawa doktorska. Politechnika Śląska 1970
33. Pierożek B.: Spawanie stali w osłonie CO₂. WNT Warszawa 1967
34. Pohodnja I.K.: Gazy w swarnych szwach. Izdatjelstwo "Maszynostrojenije", Moskwa 1972, s.5-102
35. Potapjewskij A.G., Ławriszczew W.J.: Rozbryzgiwanie pri swarke w ugljekisłom gazie prowołokoj Sw -08 G 2 S. Awtomaticzjeskaja swarka nr 8/72, s. 39-42
36. Potapjewskij A.G. i inni: Pjerjenos elektrodnoego mje - tała pri swarke w ugljekisłom gaze. Awtomaticzjeska - ja swarka nr 6/71, s.1-4
37. Quigley M.B.C., Webster J.M.: Observations of exploding droplets in fused - arc MIG welding. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212 - 215- 71
38. Smars E.A., Acinger K.: Material transport and temperature distribution in arc between melting aluminium electrodes. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212-162-68
39. Wilkinson J.B., Milner D.R.: Heat transfer from arcs. British Welding Journal nr 2/60, s.115-128
40. Więckowski Z.: Sterowany przepływ metalu w łuku spawalniczym. Przegląd Spawalnictwa nr 1/70, s.5-8
41. Więckowski Z.: Źródło impulsów prądu do wytwarzania sterowanego przepływu metalu w łuku spawalniczym. Przegląd Spawalnictwa nr 2/70, s.29-32

42. Więckowski Z.: Technologiczne właściwości spawalnicze łuku pulsującego. Przegląd Spawalnictwa nr 3/70, s.58-62
43. Więckowski Z.: Wpływ własności prostowniczych łuku na proces spawania metali lekkich. Przegląd Spawalnictwa nr 4/70, s.85-88
44. Więckowski Z.: Napawanie elektroimpulsowe. Przegląd Spawalnictwa nr 6/70, s. 139-142
45. Więckowski Z.: Napawanie elektroimpulsowe. Przegląd Spawalnictwa nr 7/70, s.162-165
46. Węgrzyn J.: Łuk elektrod otulonych. Przegląd Spawalnictwa nr 10/70, s.233-238
47. Węgrzyn J.: Łuk elektrod otulonych. Przegląd Spawalnictwa nr 11/70, s. 253-257
48. Zaruba I.I.: Elektriczieskij wzryw kak priczina rozbryzgiwanija mjetałła. Awtomaticzjeskaja swarka nr3/70, s. 14-18
49. Zaruba I.I.: Mechanizm rozbryzgiwanija mjetałła pri dugowej swarke. Awtomaticzjeskaja i swarka nr 11/70 , s.12-16
50. Zaruba I.I. i inni: Swarka w ugljekisłom gaze. Kijów 1966
51. Taguchi H. i inni: Metal transfer in plasma arc with filler wire. Materiały 212 grupy roboczej Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa 212-312-74

ПЕРЕНОС МАТЕРИАЛА В СВАРОЧНОЙ ДУГЕ В МИРОВОЙ ЛИТЕРАТУРЕ

Резюме

В последние годы в разных странах расширились исследования над переносом жидкого металла из электрода в свариваемый предмет во время сварки.

Господствующие взгляды о роли электродинамических сил в этом переносе на основе результатов новых исследовательских методов все чаще не признаются.

Стремление к управлению над переносом металла из электрода в свариваемый предмет приводит к тому, что эта проблема и исследуется наиболее современными методами.

В статье представлены мировые достижения последних лет в этой области.

MATERIAL FLOW AT WELDING ARC ON THE BASIS OF WORLD

PUBLICATIONS

Summary

In many countries in recent years there have been developed investigations on the flow of liquid metal from an electrode to the welded object during the process of welding. The viewpoint on the role of electromagnetic forces during the flow has been questioned quite often on the basis of the results of new methods of investigation.

Striving for the control of metal flow from an electrode to the welded object has caused the application of modern techniques of investigation. The article presents world development in the field during recent years.

Józef Szala

Janusz Sempruch

WPŁYW WYBRANYCH PARAMETRÓW PROGRAMOWANYCH OBCIĄŻEŃ NA TRWAŁOŚĆ ZMĘCZENIOWĄ

Zagadnienia kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych w warunkach obciążeń programowych omówione zostały na podstawie wyników badań próbek ze stali 45 i 10BX. Analizie poddano wpływ naprężeń mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na kumulację uszkodzeń zmęczeniowych oraz wpływ liczby powtórzeń okresu programu obciążeń na trwałość zmęczeniową wyznaczoną w programowanych badaniach zmęczeniowych.

Badania wykazały wpływ naprężeń niższych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na kumulację uszkodzeń zmęczeniowych zależny od parametrów widma obciążeń oraz materiału próbek. Ponadto wykazano wpływ liczby powtórzeń okresu programu na trwałość zmęczeniową, przy czym im większa liczba powtórzeń, tym bardziej trwałość wyznaczona w warunkach programowanych obciążeń, zbliża się do trwałości zmęczeniowej wyznaczonej przy obciążeniu losowym.

1. Wstęp

W większości hipotez kumulacji nie uwzględnia się takich czynników związanych z obciążeniem, jak wpływ naprężeń mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej, wpływ liczby cykli w okresie programu, a zatem i liczby powtórzeń programu na trwałość zmęczeniową.

Wpływ naprężeń niższych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na kumulację uszkodzeń zmęczeniowych omówiony został m.in. w pracach M.M.Grafa i współautorów, N.F. Radkoveca, J. Szali [1,3,5]. Niejednoznaczność

wyników badań otrzymanych w wymienionych pracach dla ściśle określonych warunków badań wskazuje na potrzebę kontynuowania tego rodzaju badań dla obiektów o odmiennych cechach geometrycznych i materiałowych oraz różnych obciążeniach.

Znaczenie omawianego zagadnienia poza uściśleniem szeregu hipotez kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych polega także na tym, że pomijając poziomy naprężeń nie mające wpływu na kumulację uszkodzeń zmęczeniowych, kilkakrotnie można przyspieszyć długotrwałe i kosztowne programowane badania zmęczeniowe.

Realizowanie dużej liczby okresów programu do pęknięcia zmęczeniowego powoduje, że programowane obciążenie szczególnie z losowym następstwem stopni zbliża się swoim przebiegiem do obciążenia eksploatacyjnego o charakterze losowym. Dużą liczbę powtórzeń okresów programu otrzymuje się przyjmując bardzo małą liczbę cykli w okresie programu, co bezpośrednio wiąże się z niewielką liczbą cykli na poszczególnych stopniach programu. Tego rodzaju programy obciążeni powodują określone trudności w realizacji programowanych stanowiskowych badań, ponieważ sterowanie urządzeniami wymuszającymi obciążenie jest utrudnione /np. przez bezwładność wzbudników itp./ Powstaje zatem pytanie, jaka powinna być niezbędna liczba powtórzeń programu, aby warunki obciążeni w badaniach programowanych odpowiadały warunkom eksploatacji. Powszechnie spotyka się w literaturze, m.in. w pracy E.Gassnera [2], w której sformułowane zostały podstawy programowanych badań zmęczeniowych, zalecenie doboru takiej liczby cykli w okresie programu, aby do pęknięcia zmęczeniowego zrealizować około 10 okresów. Ponieważ liczba ta z góry nie może być ustalona, istnieje konieczność oceny ewentualnych błędów wynikających przy realizacji innej niż podane liczby powtórzeń. Istnieje także potrzeba stwierdzenia na podstawie wyników badań większej liczby obiektów poprawności podawanych zaleceń. Celem pracy jest ocena:

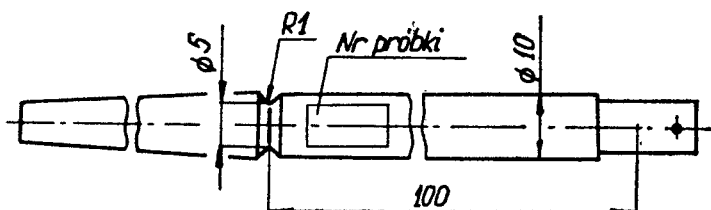
- wpływu naprężeń niższych od nieograniczonej wytrzymałoś-

ci zmęczeniowej na kumulację uszkodzeń zmęczeniowych,
 - wpływu liczby powtórzeń okresu programu obciążeń na trwałość zmęczeniową wyznaczoną w programowanych badaniach zmęczeniowych.

2. Opis badań

2.1. Obiekty badań

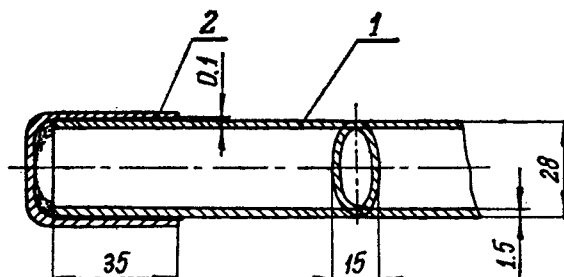
Badanie przeprowadzono na próbkach okrągłych z karbem $\alpha_k=2.0$ oraz na lutowanym węźle konstrukcyjnym. Próbki



Rys.1. Próbkę okrągłą z karbem $\alpha_k=2,0$ ze stali 45.

ki okrągłe /rys.1/ wykonano toczeniem z pręta ciągnionego ze stali 45. Skład chemiczny stali oraz własności mechaniczne przedstawiono w tab. 1. W tab.1 podano dla porównania wartości własności mechanicznych wg PN-61/H-8419 oraz wyniki otrzymane z próby rozrywania przeprowadzonej zgodnie z PN-62/H-04310.

Cechy konstrukcyjne węzła lutowanego przedstawiono na



Rys.2. Węzeł lutowany

Tabela 1

Skład chemiczny oraz własności mechaniczne stali 45

Materiał	Dane wg PN				Dane z pomiarów		
	Norma	Skład chemiczny [%]	Doraźna wytrzymałość R_m [MPa]	Umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ [MPa]	Doraźna wytrzymałość R_m [MPa]	Odchylenie standardowe S_R [MPa]	Umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ [MPa]
45	PN-61/ H-84019	C=0,43 Mn=0,6	650	360	776	7,4	390

Tabela 2

Skład chemiczny oraz własności mechaniczne materiałów elementów węża lutowanego

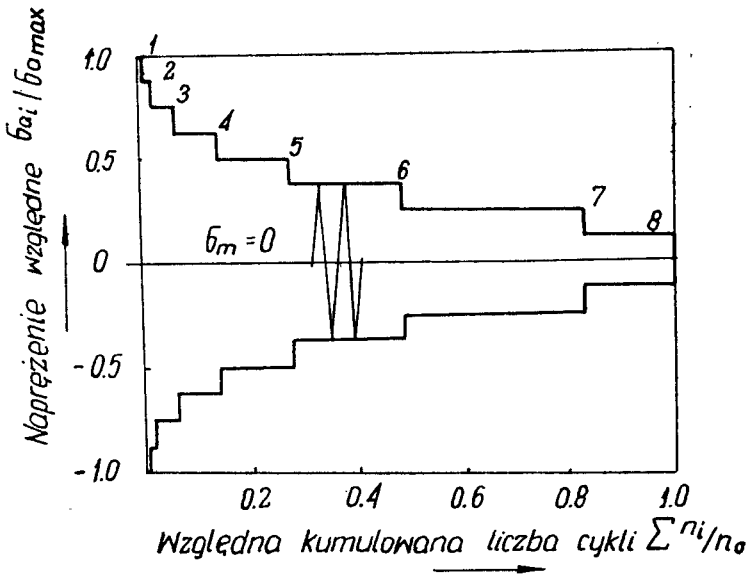
Ip.	Dane wg PN					Dane z pomiarów			
	Nazwa części	Materiał	Norma	Skład chemiczny [%]	Doraźna wytrzymałość R_m [MPa]	Stan próbki	Doraźna wytrzymałość R_m [MPa]	Odczylenie standardowe S_R [MPa]	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	
1.	Nóżka	Rura kąpi-browana ze szwem \varnothing 22x1,5 10 BX	NB-74/ /0648- -70-s	C=0,13 Mn=0,4-0,6 Si=0,003 max P=0,004 max S=0,004 max	min 300	surowy	564	78	
						wyżarzony /950°C/	363	11	
2.	Łącznik	Taśma 2.D 08 x	PN-73/ /H- -92327	C=0,05-0,11 Mn=0,25-0,5 Si=0,004 max P=0,004 max S=0,004 max	320-440	---	---	---	

rys.2 i w tabeli 2. Węzeł ten tworzy rura 1 o wymiarach $\emptyset 22 \times 1,5$, płaszczona zgodnie z wymiarami podanymi na rys.2 oraz łącznik 2 wykonany tłoczeniem z taśmy. Rura wykonana jest ze stali 10BX, natomiast łącznik ze stali 08x. Elementy te łączone są za pomocą lutu miedziowego LM 63 /PN-70/M-69413/ w temperaturze 910°C .

Zasadnicze różnice konstrukcyjne cech geometrycznych i materiałowych obiektów badań sprzyjają większemu uogólnieniu wyników badań.

2.2. Obciążenia zmienne

Podstawą opracowania programów obciążeń w badaniach stanowiskowych było stopniowe widmo obciążeń [2], którego schemat przedstawiono na rys.3. Wymienione widmo zawiera o-

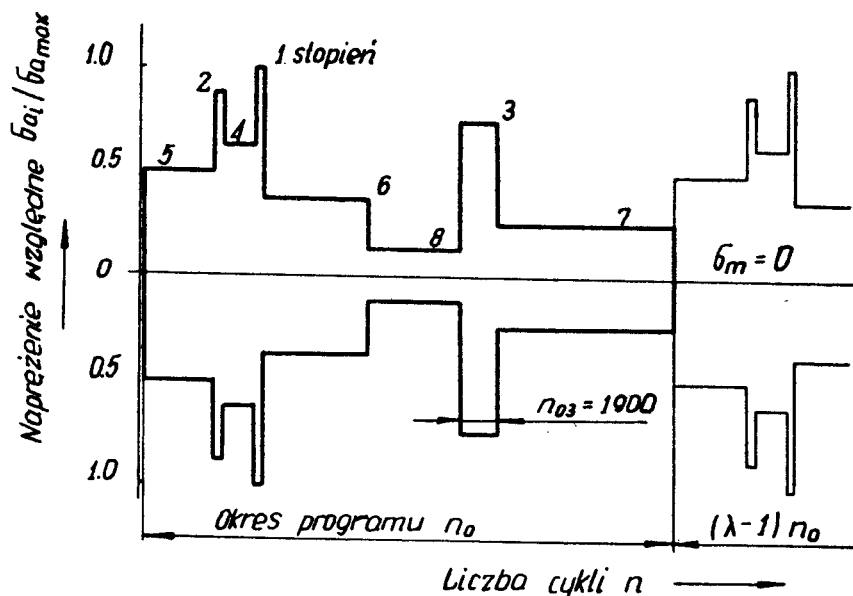


Rys.3 Schemat widma obciążeń

siem stopni obciążenia i charakteryzowane jest względnymi wartościami naprężeń odpowiadających poszczególnym stopniom, obliczonymi w stosunku do maksymalnego obciążenia w widmie /obciążenie odpowiadające pierwszemu stopniowi / oraz względną liczbą cykli obciążenia odpowiadającą po-

szczególnym stopniom obliczoną w stosunku do całkowitej liczby cykli w widmie obciążeń. Postać geometryczną widma scharakteryzowano współczynnikiem wypełnienia widma ξ [4,5].

Na podstawie omówionego widma obciążeń opracowano program obciążeń przedstawiony schematycznie na rys. 4.



Rys.4. Schemat programu obciążeń

W programie tym przyjęto nieregularne następstwo stopni obciążeń.

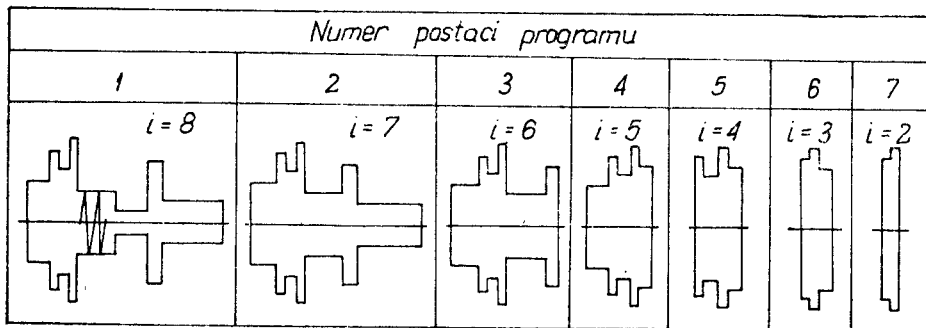
Okres programu zawiera n_0 cykli obciążenia i realizowany jest do całkowitego pęknięcia próbki λ - razy. Wartości liczbowe programu obciążeń w układzie wartości względnych dla próbek okrągłych i węzła lutowanego przedstawione zostały w tab. 3. Ponadto podano w niej wartości współczynnika wypełnienia dla poszczególnych widm obciążeń, na podstawie których opracowano wymienione programy.

Tabela 3

Wartości liczbowe programów obciążeń

Stożek programu		1	2	3	4	5	6	7	8	Współczynnik wypełnienia widma	
Próbka okrągła	Napr. względne $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max}$	1.00	0.875	0.750	0.625	0.5	0.325	0.250	0.125		0.35
		Względna liczba cykli n_{oi} / n_o		0.0060	0.0120	0.0380	0.0810	0.1380	0.2050	0.3500	
			0.125	0.125	0.125	0.125	0.125	0.125	0.125	0.125	0.56
			0.170	0.350	0.205	0.138	0.081	0.038	0.012	0.006	0.77
Węzeł lutowany	Napr. względne $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max}$	1.00	0.90	0.80	0.70	0.60	0.50	0.40	0.30	-----	
		Względna liczba cykli n_{oi} / n_o		0.0061	0.0061	0.0205	0.0267	0.0740	0.1481		0.2325
			0.0037	0.0164	0.0176	0.0420	0.0889	0.1358	0.2114	0.4838	0.41

Dla badań wpływu naprężeń mniejszych od nieograni - czonej wytrzymałości zmęczeniowej na trwałość zmęczenio - wą przyjęto programy obciążeń uzyskane w sposób następu - jący: przyjmując program przedstawiony na rys.4 jako pod - stawowy, każdy następny otrzymywano drogą odrzucenia z pro - gramu poprzedniego, najniższego stopnia obciążeń. Uzyska - ne programy przedstawiono na rys. 5.



Rys.5. Programy obciążeń przyjęte do badań

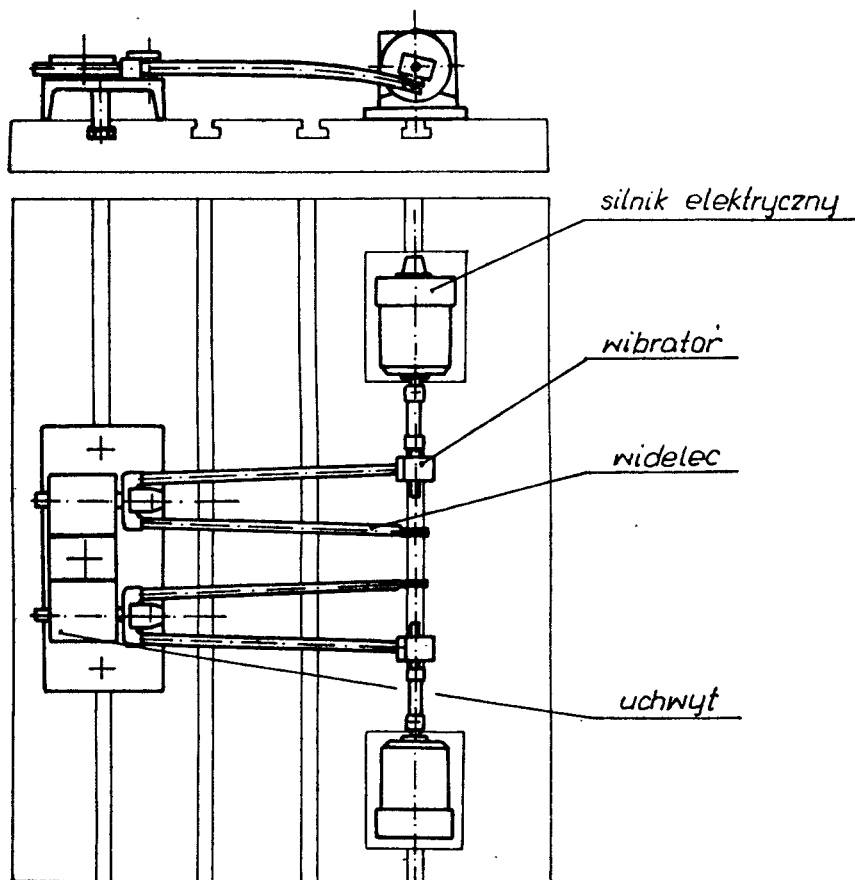
W badaniach wpływu liczby powtórzeń okresu programu λ na trwałość zmęczeniową przyjmowano, zmienną liczbę cy - kli n_0 w okresie programu. Przyjęcie małej liczby cykli n_0 powoduje większą liczbę powtórzeń i odwrotnie, w wyni - ku przyjęcia dużej liczby cykli n_0 otrzymuje się małą liczbę powtórzeń. Są to zatem wielkości związane.

2.3. Stanowiska badawcze

Badania próbek okrągłych z karbem przeprowadzono na urządzeniu do badań na obrotowe zginanie . Próbki mocowa - ne były wysięgowo w wirującym wrzecionie urządzenia ba - dawczego, natomiast swobodny koniec próbki obciążony był siłą zmienną zgodnie z przyjętym programem obciążeń. Bu - dowę i działanie stanowiska badawczego omówiono w pracy J.Szali [6].

Węzły lutowane badano na urządzeniu badawczym przy płaskim wahadłowym zginaniu. Obciążenie zmienne realizo - wano wibratorem bezwładnościowym. Zmianę wartości amplitudy ob -

ciężenia otrzymywano przez zmianę obrotów mas niewyważonych wibratora bezwładnościowego. Program obciążeń sterowany był automatycznie za pomocą urządzenia elektronicznego sterującego napędem, które wyposażone jest w licznik cykli oraz wskaźnik chwilowej prędkości obrotowej. Schemat części mechanicznej stanowiska badawczego przedstawiono na rys. 6.



Rys.6. Schemat części mechanicznej stanowiska do badań węzłów lutowanych

3. Przebieg i wyniki badań

3.1. Wyniki badań zmęczeniowych zrealizowanych celem określenia wpływu naprężeń mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na kumulację uszkodzeń

Badania wpływu naprężeń o wartościach mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na trwałość zmęczeniową przeprowadzono na węźle lutowanym stosując programy obciążeń od 1 do 6 /rys.5/, opracowane na podstawie danych zawartych w tabeli 3 /program oznaczony literą D/.

Program 1, zawiera wszystkie stopnie zgodnie z rys.4, następny 2 zawiera 7 stopni z pominięciem najniższego 8 stopnia. Każdy kolejny program powstaje przez odrzucenie kolejnego najniższego stopnia. W badaniach przyjęto stałą wartość naprężenia maksymalnego w widmie $\sigma_{a_{max}} = 160$ MPa. Dla poszczególnych programów wykonano badania na trzech lub czterech próbkach. Wyniki badań przedstawiono w tab.4. W wymienionej tabeli podano uzyskane wartości trwałości zmęczeniowej poszczególnych próbek /kol.3-6/, średnie wartości trwałości /kol.7/ oraz średnią liczbę powtórzeń okresów programów zrealizowaną do pęknięcia zmęczeniowego /kol.8/.

3.2. Wyniki badań zmęczeniowych zrealizowanych celem określenia wpływu liczby powtórzeń okresu programu na trwałość zmęczeniową

W badaniach wpływu liczby okresów programu zrealizowanych do pęknięcia zmęczeniowego na trwałość zmęczeniową stosowano ośmiostopniowy program obciążeń przedstawiony na rys.4. Badania przeprowadzono przyjmując różne liczby cykli w okresie programu przy ustalonej wartości maksymalnego naprężenia w widmie. Dla poszczególnych liczb cykli w okresie programu wykonano badania na trzech lub czterech próbkach. Wyniki badań próbek okrągłych z karbem przedstawiono w tab.5, natomiast wyniki badań węzła lutowanego przedstawiono w tab.6. W wymienionych tabelach podano przyjęte liczby cykli w okresie programu /kol.2/, wartości trwałości zmęczeniowej poszczególnych próbek /kol. 3-6 ;

Tabela 4

Wyniki badań wpływu naprężeń mniejszych od nieograminicznej wytrzymałości zmęczeniowej na trwałość zmęczeniową

Lp.	Oznaczenie programu	Liczba cykli do pęknięcia zmęczeniowego						Liczba powtórzeń $\bar{\lambda}_i$
		$n_{c_i}/10^2$			$n_{c_i}/10^2$			
		3	4	5	6	7	8	
1	1	4919	5048	3395	6735	5024	10.34	
2	2	3232	2366	3431	2908	2984	11.94	
3	3	3776	4686	3041	-	3834	27.98	
4	4	2834	1375	2474	-	2227	34.26	
5	5	1245	625	1595	-	1155	39.83	
6	6	453	778	1218	-	816	51.00	

Tabela 5

Wyniki badań wpływu liczby okresów programu realizowanych do pęknięcia zmęczeniowego na trwałość zmęczeniową prze - prowadzonych na próbkach okrągłych z karbem

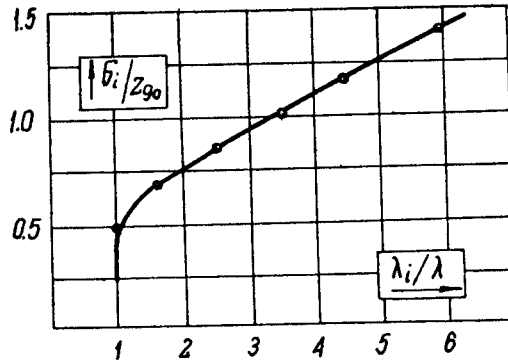
Lp.	Liczba cykli w bloku programu n_0	Oznaczenie programu															
		A3							C1								
		Trwałość $n_c/10^7$			Wartości średnie $\bar{n}_c/10^7$				Trwałość $n_c/10^4$			Wartości średnie $\bar{n}_c/10^4$					
		3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	$\bar{\lambda}_i$			
1	2																
1	5.0×10^3																
2	1.0×10^4																
3	2.0×10^4																
4	2.5×10^6	3,75	5,25	4,86	3,12	4,25	17,0										
5	5.0×10^6	4,50	2,50	5,00	4,00	4,00	8,0										
6	7.5×10^6	3,00	3,30	3,37	4,40	3,52	4,7										
7	1.0×10^7	4,50	3,10	2,00	2,75	2,90	2,9										

Wpływ wybranych parametrów programowanych... 147
9-12 i 15-18/, średnie wartości trwałości /kol.7,13 i 19/
oraz średnią liczbę powtórzeń okresów programów do pęknię-
cia zmęczeniowego /kol.8.14 i 20/.

4. Analiza uzyskanych rezultatów

4.1. Wpływ naprężeń o wartościach niższych od nieograni- czonej wytrzymałości zmęczeniowej na kumulację usz- kodzeń zmęczeniowych

Analizę wpływu naprężeń o wartościach mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na kumulację uszkodzeń zmęczeniowych przeprowadzono w oparciu o wyniki badań przedstawionych w tab.4 kol.8. Do analizy wzięto wyniki badań trwałości zmęczeniowej wyrażonej liczbą powtórzeń λ . Podstawą oceny wpływu naprężeń niższych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na trwałość są wyniki badań uzyskane przy zastosowaniu programu obciążeń o pełnej liczbie stopni, trwałość tę oznaczono przez λ . W badaniach zmęczeniowych przy zastosowaniu programu ob-
ciążeń, w którym odrzucono najniższy poziom obciążeń, wy-
znaczoną trwałość zmęczeniową oznaczono przez λ_1 , z kolej-
nych badań z programem o odrzuconych dwóch najniższych
stopniach otrzymano liczbę powtórzeń λ_2 . Ogólnie przez
 λ_1 oznaczono trwałość wyznaczoną liczbą powtórzeń okre-
su programu, w którym pominięto i najniższych stopni. W
przypadku gdy liczba powtórzeń λ_1 równa jest liczbie po-
wtórzeń λ przyjmuje się, że pominięte stopnie programu
obciążeń nie miały istotnego wpływu na wyznaczoną trwa-
łość zmęczeniową. W przypadku $\lambda_1 > \lambda$ taki wpływ istnieje.
W celu ilustracji omówionego zagadnienia sporządzono wy-
kres /rys.7/ w układzie wartości względnych liczby pow-
tórzeń λ_1 okresu programu. Pominięto w nim i najniższych
stopni odniesiony do wartości liczby powtórzeń λ , dla
programu z pełną liczbą stopni, jako funkcji wartości
względnej naprężenia minimalnego w realizowanym progra-
mie do wartości nieograniczonej wytrzymałości zmęczenio-
wej.



Rys.7. Wpływ naprężeń mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na trwałość zmęczeniową

Analiza przebiegu uzyskanej krzywej pozwala zauważyć, że pominięcie naprężeń o wartościach mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej powoduje trzy- i półkrotne zawyżenie uzyskanych wyników badań. Jednocześnie zauważyć można, że dla przyjętych warunków badań pominięcie naprężeń o wartościach mniejszych niż $0,5 Z_{g0}$ nie ma większego wpływu na dokładność uzyskanych wyników. Pominięcie tych naprężeń w programie obciążeń umożliwia znaczne skrócenie czasu badań.

W rzeczywistości istnieje wpływ naprężeń niższych od wyznaczonej granicy $/0,5 Z_{g0}/$ na kumulację uszkodzeń zmęczeniowych, szczególnie w ostatniej fazie rozwoju pęknięcia zmęczeniowego. Wpływ ten na wyznaczoną trwałość zmęczeniową w programowanych badaniach stanowiskowych, szczególnie dla programów obciążeń o dużej wartości maksymalnego obciążenia w programie i dużego współczynnika wypełnienia widma, jest nieistotnie mały. W wymienionych przypadkach na trwałość zmęczeniową zasadniczy wpływ posiadają obciążenia przewyższające nieograniczoną wytrzymałość zmęczeniową występujące w programie z dużą częstotliwością.

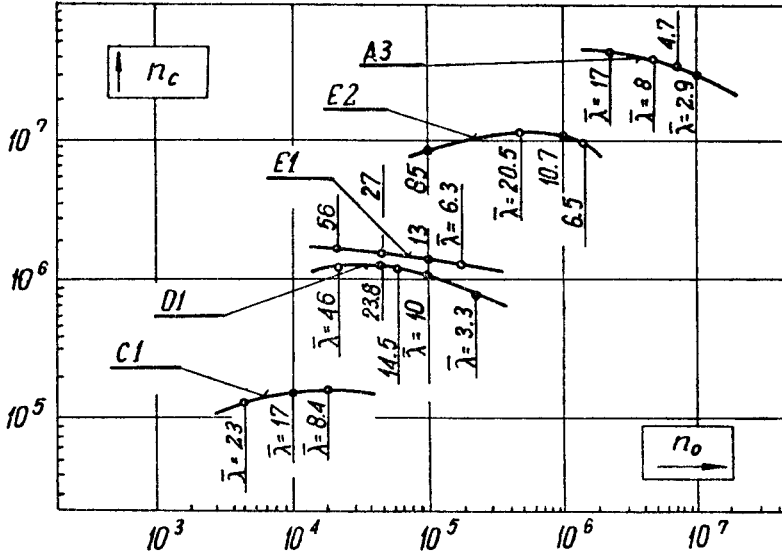
W pracy J. Szali [5] badania wpływu naprężeń mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej prze-

proawdzono na próbkach ze stali 45. Porównanie wyników badań przedstawionych w prezentowanym opracowaniu z wynikami badań zawartymi w pracy [5] wskazuje, że dla stali 10 BX wpływ naprężeń niższych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej jest większy niż w przypadku stali 45, dla podobnych parametrów programu obciążeń/ $\bar{\sigma}_{\max}$ i ξ /. Sądzić zatem można, że wpływ naprężeń mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na kumulację uszkodzeń zmęczeniowych zależy od cech materiałowych badanych próbek. Z porównania wyników osiągniętych w pracy [5] i prezentowanych w niniejszym opracowaniu wynika, że dla stali węglowych o małej zawartości węgla /stal 10 BX/, wpływ ten jest większy niż dla stali o wyższej zawartości węgla /stal 45/.

4.2. Wpływ liczby powtórzeń okresu programu obciążeń na trwałość zmęczeniową wyznaczoną w programowanych badaniach zmęczeniowych

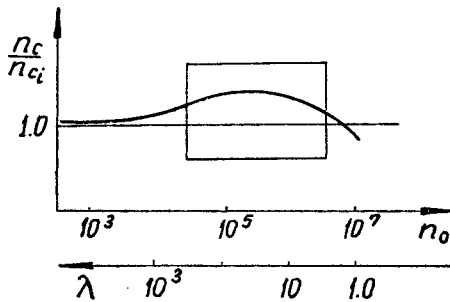
Wartości trwałości zmęczeniowej próbek okrągłych z karbem i węzłów lutowanych wyznaczone w programowanych badaniach z zastosowaniem programów obciążeń o różnej pojemności cykli w okresie programu, wykazują w szeregu przypadkach istotne różnice. Z porównania tych wartości dla przyjętego programu o ustalonym maksymalnym naprężeniu i współczynniku wypełnienia, a zmiennej wartości liczby cykli w okresie programu, co prowadzi w konsekwencji do zmiennej liczby powtórzeń programu obciążeń do pęknięcia zmęczeniowego widać, że w miarę wzrostu liczby powtórzeń trwałość zmęczeniowa rośnie do pewnego stopnia - następnie maleje. Tendencję tę obserwuje się wyraźnie dla programów:

C1/tab.5, kol.13 i 14/, D1 /tab.6, kol,7 i 8/ oraz programu E2 /tab.6 kol,19 i 20/. Ilustrację omawianego wpływu liczby powtórzeń okresu programu na trwałość zmęczeniową są wykresy przedstawione na rys.8. W tabeli 5 oznaczono A3 - program obciążeń o $\bar{\sigma}_{\max}=205$ MPa i $\xi=0,35$, C1 - program obciążeń o $\bar{\sigma}_{\max}=260$ MPa $\xi=0,77$. W tabeli 6 oznaczono:



Rys.8. Wpływ liczby powtórzeń okresu programu do pęknięcia zmęczeniowego na trwałość wyznaczoną w programowanych badaniach zmęczeniowych

D1 - program obciążeń o $\bar{\sigma}_{\max}=160$ MPa i $\xi=0,40$, E1 - $\bar{\sigma}_{\max}=153$ MPa i $\xi=0,41$ oraz E2 - program obciążeń o $\bar{\sigma}_{\max}=122$ MPa i $\xi=0,41$.



Rys.9. Ilustracja wpływu liczby powtórzeń okresu programu obciążeń do pęknięcia zmęczeniowego na trwałość zmęczeniową

Na rys.9 przedstawiono prawdopodobny przebieg wykresów , który oceniono na podstawie porównania wyników badań zmęczenia z obciążeniem programowanym i losowym, które omówione zostały w pracy J.Szali [6]. Prostokątem zakreślony został obszar, w którym mieszczą się prezentowane wyniki. W miarę zwiększenia liczby powtórzeń do nieskończoności wykresy dążą do trwałości zmęczeniowej wyznaczonej przy obciążeniu losowym.

Można zatem stwierdzić, że jeżeli istnieją techniczne możliwości należy przyjmować programy obciążeń o jak najmniejszej liczbie cykli, aby uzyskać największą liczbę powtórzeń okresu programu do pęknięcia zmęczeniowego. W innych przypadkach należy uwzględnić możliwość otrzymania wyższej trwałości przy obciążeniu programowanym w stosunku do trwałości przy obciążeniu eksploatacyjnym o charakterze losowym.

5. Wnioski

Na podstawie przedstawionej analizy można sformułować następujące wnioski:

1. Analiza wyników /rys.7/ wykazuje, że pominięcie naprężeń o wartościach mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej powoduje trzy - i półkrotne zawyżenie trwałości zmęczeniowej. Jednocześnie dla przyjętych warunków badań pominięcie naprężeń o wartościach mniejszych niż $0,5 Z_{90}$ nie ma istotnego wpływu na uzyskane wyniki badań.
2. Porównanie wyników badań omówionych w pracy J. Szali [5] z wynikami zawartymi w analizie /p.4.1/ wskazuje , że dla stali o mniejszej zawartości węgla /stal 10 BX/ wpływ naprężeń mniejszych od nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej jest większy niż dla stali o wyższej zawartości węgla /stal 45/.
3. Zaleca się stosowanie w programowanych badaniach zmęczeniowych jak największej liczby powtórzeń okresu programu /jak najmniejsza liczba cykli w okresie progra -

mu/. W przypadku technicznych trudności realizacji ma-
łej liczby cykli w okresie programu należy uwzględnić
możliwość otrzymania wyższej trwałości.

LITERATURA

1. Graf M.M.Buglov E.C., Pavlovski V.E.: Ob osobennos -
tiach nakoplenia ustalostnogo povraždenia pri spek -
trach nestacionornej nagrużennosti rasprostraniaju -
ščichsia niže ischodnogo predela ustalosti. Ves -
tnik Masinostroenia 6, 1964
2. Gassner E.: Betriebsfestigkeit, Eine Bemessungsgrun -
dlage für Konstruktionsteile mit statistisch wechse -
lnden Betriebsbeanspruchungen, Konstruktion 6, 1954
3. Radkovec N.F.: Vlijanie napraženii niže predela usta -
losti na dolgovečnost detalej robotaiuščich pri pere -
mennych nagrużkach. Vestnik Mašinostroenia 6, 1964
4. Serensen S.V., Kagaev V.P.: Dolgovečnost detalej ma -
šin s učetam veroiatnosti rozrušenia pri nestacionar -
nom nagrużenii. Vestnik Mašinostroenia 1, 1966
5. Szala J.: Wpływ naprężeń o wartościach mniejszych od
nieograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej na trwa -
łość zmęczeniową. Zeszyt Naukowy BTN.10, 1978
6. Szala J.: Wpływ sekwencji obciążeń na trwałość zmęcze -
niową, Mechanika Teoretyczna i Stosowana, PWN, War -
szawa , 2, 1978

ВЛИЯНИЕ ИЗБРАННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОГРАММИРОВАННЫХ НАГРУЗОК НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ

Резюме

Проблемы кумуляции усталостных повреждений в условиях программированных нагрузок были рассмотрены на основе результатов исследований образцов из стали 45 и 10 ВХ.

Проанализировано влияние меньших напряжений от неограниченной усталостной прочности на кумуляции усталостных повреждений, а также влияние числа повторений периода программы нагрузок на усталостную прочность определенную в программированных усталостных исследованиях.

Исследования показали влияние меньших напряжений от неограниченной усталостной прочности на кумуляцию усталостных повреждений зависимое от параметров спектра нагрузок, а также материала образцов. Кроме того, показано влияние числа повторений периода программы на усталостную прочность, причем, чем большее число повторений, тем более прочность определенная в условиях программированных нагрузок приближается к усталостной прочности определенной при выборочной нагрузке.

THE INFLUENCE OF SELECTED PROGRAMMED LOAD PARAMETERS OF FATIGUE
RESISTANCE

Summary

The problem of the cumulation of fatigue defects under the conditions of programmed loads has been discussed on the basis of the results of steel samples examination-45 and 10 BX. There have been analysed the effect of stress, smaller than unlimited fatigue resistance, on the cumulation of fatigue defects as well as the effect of the number of repetitions of the load programme period on fatigue resistance determined in programmed fatigue tests.

The investigation has shown the influence of the stress, smaller than unlimited fatigue resistance on the cumulation of fatigue defect: depending on load spectrum parameters as well as on a sample material. Besides, there has been determined the influence of the number of repetitions of the programme period on fatigue resistance showing that the greater the number of repetitions the more the resistance in case of programmed loads approximates the fatigue resistance determined by incidental load.

Andrzej Topoliński

Edward Walicki

UWAGI DO NUMERYCZNYCH OBLICZEŃ ZGINANYCH PŁYT

Celem niniejszej pracy jest omówienie niektórych problemów technicznych związanych z numerycznymi metodami obliczeń zginania płyt o kształtach złożonych z prostokątów.

1. Wstęp

Rozwój elektronicznej techniki obliczeniowej stwarza możliwość zautomatyzowania obliczeń statycznych i dynamicznych płyt, których ściśle rozwiązania analityczne są trudne, a niekiedy wręcz niemożliwe, szczególnie jeśli chodzi o rozkład naprężeń i odkształceń w całym obszarze płyty [9, 11].

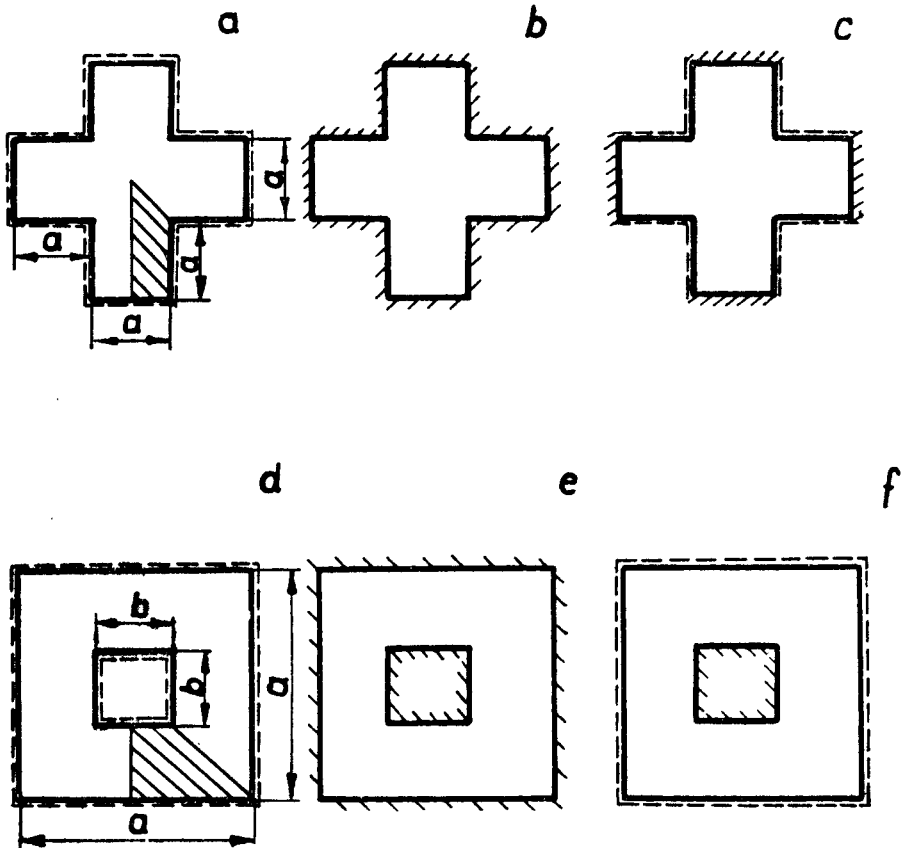
Metody różnic skończonych stwarzają tutaj duże możliwości [1 - 4, 6, 10], których wartość szczególnie rośnie przy zastosowaniu współczesnych maszyn cyfrowych [5, 7, 8, 12].

2. Równania podstawowe. Warunki brzegowe

Przykłady kształtów płyt, do których odnieść można poniższe rozważania pokazane są na rys. 1.

Przedstawione przykłady są uogólnieniem pewnego kształtu symetrycznych względem dwóch centralnych osi złożonych

z prostokątów. Taka symetria jest bardzo dogodna z punktu widzenia np. szybkości obliczeń, małego obciążenia pamięci operacyjnej maszyny cyfrowej, gdyż pozwala na obliczenia na najmniejszych "modułach" powierzchni płyt /rys. 1a i d/.



Rys.1

Równanie równowagi dla cienkich płyt o zmiennej sztywności ma postać:

$$\nabla^2(D\nabla^2W) + (1-\nu)\left(2\frac{\partial^2D}{\partial x\partial y}\frac{\partial^2W}{\partial x\partial y} - \frac{\partial^2D}{\partial x^2}\frac{\partial^2W}{\partial y^2} - \frac{\partial^2D}{\partial y^2}\frac{\partial^2W}{\partial x^2}\right) = p_0 \quad (2.1)$$

gdzie:

D oznacza sztywność płytową, w -ugięcie oraz $p_0 = p_0/x, y/$ obciążenie zewnętrzne

Do obliczeń numerycznych wygodniej jest stosować równoważny równaniu 2.1 układ dwóch równań drugiego rzędu:

$$\nabla^2 M = (1-\nu) \left(2 \frac{\partial^2 D}{\partial x \partial y} \frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} - \frac{\partial^2 D}{\partial x^2} \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} + \right. \\ \left. - \frac{\partial^2 D}{\partial y^2} \frac{\partial^2 W}{\partial x^2} \right) - P_0, \quad (2.2)$$

$$\nabla^2 W = - \frac{M}{D} \quad (2.3)$$

gdzie:

$$M = \frac{M_x + M_y}{1 + \nu}$$

Przyjęcie do obliczeń układu równań (2.2) i (2.3) równoważnego równaniu (2.1) umożliwia stosowanie prostszej aproksymacji różnicowej, a zarazem zwiększa stabilność obliczeń [1] i podwyższa szybkość zbieżności zastosowanego układu równań różnicowych.

Geometryczne warunki brzegowe dla rozpatrywanych tutaj płyt są następujące:

dla brzegów swobodnie podpartych:

$$W = 0, \quad M = 0; \quad (2.4)$$

dla brzegów utwierdzonych:

$$W = 0, \quad \frac{\partial W}{\partial n} = 0. \quad (2.5)$$

3. Równania różnicowe powierzchni ugięcia

Obszar płyt pokryto równomierną kwadratową siatką o wymiarach oczek $h \times h$ tak, że współrzędne x, y dadzą się przedstawić następująco:

$$x = x_0 + (j - 1) h, \\ y = y_0 + (i - 1) h \quad i, j = 1, 2, 3, \dots$$

Wprowadzając do układu (2.2) , (2.3) symetryczne ilorazy różnicowe [12] otrzymujemy układ równań różnicowych:

$$W_{i,j} = \frac{1}{4} \left[W_{i,j+1} + W_{i,j-1} + W_{i+1,j} + W_{i-1,j} + \left(\frac{M}{D}\right)_{i,j} h^2 \right], \quad (3.1)$$

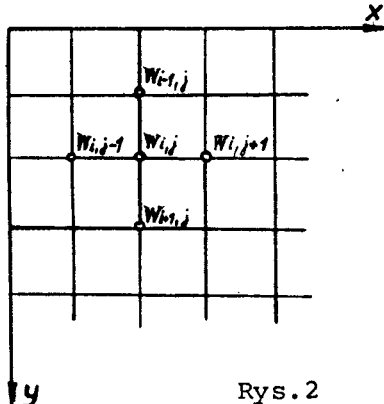
$$M_{i,j} = \frac{1}{4} \left\{ P_0 \cdot h^2 + M_{i,j+1} + M_{i,j-1} + M_{i+1,j} + M_{i-1,j} + \right. \\ \left. - (1 - \nu) \left[2A \cdot W_{i+1,j+1} - (2A + C)W_{i,j+1} - (2A + B) \times \right. \right. \\ \left. \left. \times W_{i+1,j} + 2(A+B+C)W_{i,j} - B \cdot W_{i,j-1} + C \cdot W_{i,j-1} \right] \right\} \quad (3.2)$$

gdzie:

$$A = \left(\frac{\partial^2_D}{\partial x \partial y} \right)_{i,j}, \quad B = \left(\frac{\partial^2_D}{\partial x^2} \right)_{i,j}, \quad C = \left(\frac{\partial^2_D}{\partial y^2} \right)_{i,j}$$

4. Rozwiązanie równań różnicowych

Układ równań (3.1) i (3.2) najwygodniej jest rozwiązać metodą iteracyjną, przy czym poszukiwane wartości W oraz M w danym węźle są obliczane także przy użyciu wartości w węzłach sąsiednich dopiero co obliczonych. Zasadę tę ilustruje rys. 2 oraz zależność (4.1).



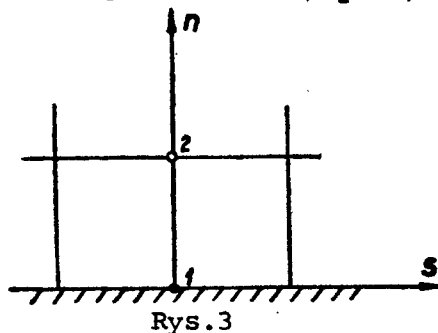
Rys. 2

$$W_{i,j}^n = \frac{1}{4} \left[W_{i,j+1}^{n-1} + W_{i,j-1}^n + W_{i+1,j}^{n-1} + W_{i-1,j}^n + \left(\frac{M}{D} \right)_{i,j}^{n-1} h^2 \right] \quad (4.1)$$

Na przebieg procesu iteracyjnego duży wpływ mają wartości wstępne /tzw. iteracja 0/ przyjęte w polu obliczeń. Do pierwszego wariantu obliczeń dobrze jest dopełnić macierze W oraz M wartościami bliskimi przewidywanym rozwiązaniom, zaś przy dalszych obliczeniach najwygodniej przyjąć uzyskane rozwiązania najbliższe parametrami do aktualnie badanych, jako iterację 0.

W przypadku płyt o brzegach swobodnych funkcje W i M są stałe na brzegach i w trakcie procesu iteracyjnego nie wymagają poprawienia. Inaczej zagadnienie to wygląda dla płyty o brzegach utwierdzonych. W tym przypadku ugięcie jest stałe (2.5), lecz M w trakcie procesu iteracyjnego musi być przybliżone.

Rozważając wartość M w otoczeniu punktu 1 leżącego na brzegu rozpatrywanego obszaru /rys.3/



Rys.3

otrzymano w wyniku postępowania opisanego w pracy E.Walickiego A.Topolińskiego [12] zależność dla n -tego cyklu iteracyjnego:

$$M_1^n = \frac{1}{2} \left\{ M_1^{n-1} - \frac{D_1 \left[\frac{h^2 \cdot p_1}{D_1} + 4 \left(\frac{M}{D} \right)_2^n + \frac{24W_2^n}{h^2} \right]}{\frac{h^2 \cdot K_1 (1-\nu)}{D_1} - 8} \right\} \quad (4.2)$$

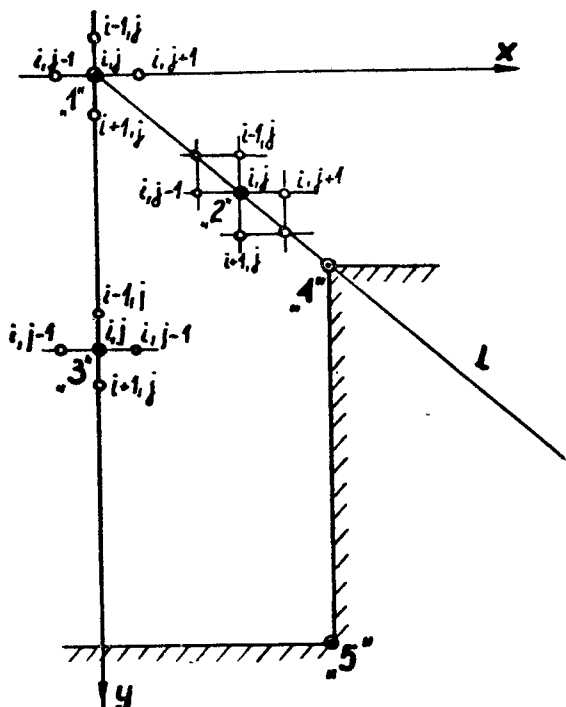
gdzie:

$$K_1 = \left(\frac{\partial^2 D}{\partial S^2} \right)_1$$

W celu uniknięcia nieustalonych oscylacji funkcji f w polu obliczeń, szczególnie jeśli spodziewane są ich duże gradienty w całym polu lub jego części, wskazane jest wprowadzenie zależności relaksacyjnych, np. typu:

$$\tilde{f}_{i,j}^n = f_{i,j}^{n-1} + \delta (f_{i,j}^n - f_{i,j}^{n-1}), \quad 0 < \delta \leq 1 \quad (4.3)$$

Na osiach symetrii, które w praktyce są granicami pól obliczeń, pochodna $\frac{\partial M}{\partial n} = 0$ oraz $\frac{\partial W}{\partial n} = 0$ / n jest kierunkiem normalnym do osi symetrii/.



Rys.4

Przy użyciu równomiernej kwadratowej siatki różnicowej oraz założeniu, że węzły tejże siatki leżą na osi symetrii 1 /rys.4/ zależność (3.1) i(3.2) przyjmą dla punktów "1", "2" i "3" odpowiednie postacie:

$$W_{i,j} = W_{i+1,j} + \frac{1}{4} \left(\frac{M}{D} \right)_{i,j} h^2$$

$$M_{i,j} = M_{i+1,j} + \frac{1}{4} \left\{ p_0 h^2 - 2(1-\nu) \left[A \cdot W_{i+1,j+1} + (A+B+C) W_{i,j} - (2A+B+C) W_{i+1,j} \right] \right\} \quad (4.4)$$

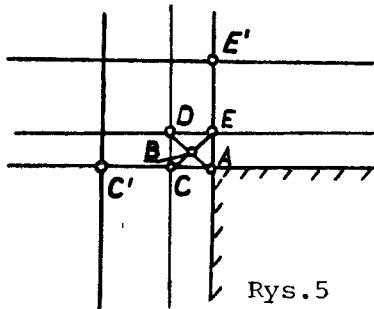
$$W_{i,j} = \frac{1}{2} (W_{i+1,j} + W_{i,j-1}) + \frac{1}{4} \left(\frac{M}{D} \right)_{i,j} h^2$$

$$M_{i,j} = \frac{1}{4} \left\{ p_0 h^2 + 2(M_{i+1,j} + M_{i,j-1}) - (1-\nu) \left[2A W_{i+1,j+1} - (4A+B+C) W_{i+1,j} + 2(A+B+C) W_{i,j} - (B+C) W_{i,j-1} \right] \right\} \quad (4.5)$$

$$W_{i,j} = \frac{1}{4} \left[2 W_{i,j+1} + W_{i+1,j} + W_{i-1,j} + \left(\frac{M}{D} \right)_{i,j} h^2 \right]$$

$$M_{i,j} = \frac{1}{4} \left\{ p_0 h^2 + 2 M_{i,j+1} + M_{i+1,j} + M_{i-1,j} - (1-\nu) \left[2 A W_{i+1,j+1} - 2(A+C) W_{i,j+1} + (2A+B) W_{i+1,j} + 2(A+B+C) W_{i,j} - B W_{i,j} \right] \right\} \quad (4.6)$$

Osobnego potraktowania wymagają naroża wypukłe i wklęsłe płyty /punkty 4 i 5 rys. 4/. Wartość funkcji M w narożu wypukłym obliczyć można kilkoma sposobami. Najczęściej spotykanym jest zagęszczanie siatki w okolicy naroża; następnie obliczenie M z wartości funkcji w punkcie B potraktowanym jako średnia /rys. 5/ z zależności $f_B = \frac{1}{4} (f_A + f_C + f_D + f_E)$. Dalej wykorzystuje się zależność (4.2) uwzględniając zmianę odległości punktów A i B.



Rys. 5

W przypadku małych obciążeń i zmian sztywności płyty można uniknąć zagęszczanie siatki, wykorzystując wartość średnią opartą na wartościach uzyskanych z zależności (4.2) obliczanych z punktów E' i C' /rys. 5/.

Wreszcie możliwy jest wariant tzw. punktu podwójnego polegający na przyjęciu istnienia w narożu wypukłym idwu wartości funkcji M . Obie wyznaczone są z zależności (4.2) przy wykorzystaniu punktu E' oraz C' . W ten sposób w narożu "istnieją" M_{AC}' oraz M_{AE}' wykorzystywane osobno przy obliczeniach w punkcie E' i C' /według zależności 3.2/. Ta wersja jest najbardziej efektywna maszynowo nie traci się na dokładności obliczeń w porównaniu z poprzednimi.

procedure brzeg (a,d1,d2,d3,d4,d5) ;

comment Obliczanie funkcji M na brzegach.

a=1 - pochodne sztywności w kierunku osi

x,d1=j, d2=i na brzegu, d3-M na brzegu,

(z poprzedniej iteracji), d4-M przy brzegu,

d5-W przypadku brzegu;

value a,d1,d2,d3,d4,d5;

integer a,d1,d2;

real d3,d4,d5;

begin

integer z1;

real Kb,pb,Db;

z1:=a;

x:=(j-1) *xh;

y:=(i-1) *yh;

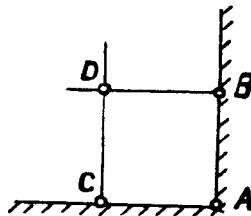
H:=Ho-2*(x*x+y*y) /c1;

```

p:=po+(x*x+y*y) /cl;
D:=S/12*H*H*H;
x:=(d1-1)*h;
y:=(d2-1)*h;
H:=Ho-2*(x*x+y*y) /cl;
pb:=po+(x*x+y*y) /cl;
Db:=S/12*H*H*H;
if z1=1
then Kb:=S1*H*(8*x*x-cl*H)
else Kb:=S1*H*(8*y*y-cl*H);
m:=5*(d3+Db*(h*h*pb+4*d4/D+24*d5/(h*h)) /h*h*Kb*(1-ni)-8);
end brzeg;

```

Prostsze w rozważaniach są naroża wklęsłe. Tutaj tok rozumowania jest następujący /rys.6/:



Rys.6

Na podstawie zależności (4.2) obliczamy wartości M w punkcie C i B przy wykorzystaniu wartości funkcji W i M w tym samym punkcie D. Uwzględniając niewielki krok siatki h oraz małe zmiany obciążeń i grubości płyty można przyjąć, że $M_B = M_C$ i dalej $M_A = M_B = M_C$.

Proces iteracyjny zostaje zakończony, jeśli dla obu funkcji jest spełniona nierówność:

$$\max |f^n - f^{n-1}| \leq \xi, \quad \xi = 1 \cdot 10^{-3} \div 1 \cdot 10^{-5}$$

procedure uchyb;

comment

Obliczenie różnicy ugięcia W z poprzedniej i bieżącej iteracji w punkcie o maksymalnej jej wartości $i=k, j=1$. Obliczenie maksymalnej wartości ψ dla funkcji M i oznaczenia jej współrzędnych $i=s, j=t$. Wypełnienie tablic W i M ;

begin

$Rw := \text{abs}(W[i, j] - w);$

$Rm := \text{abs}(M[i, j] - m);$

if $Rw > fi$

then

begin

$fi := Rw;$

$k := i;$

$l := j$

end;

if $Rm > \psi$

then

begin

$\psi := Rm;$

$s := i;$

$t := j$

end;

$W[i, j] := w;$

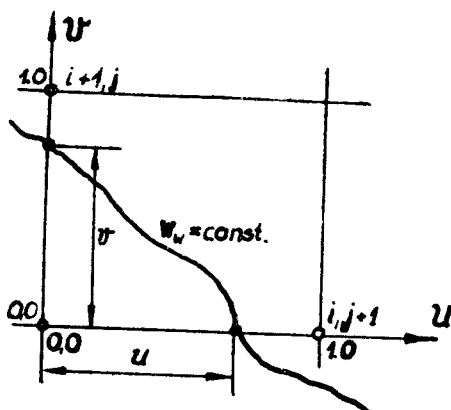
$M[i, j] := m;$

end uchyb;

5. Uwagi dotyczące opracowania wyników

Wydaje się, że najlepszym sposobem wizualizacji wyników są wykresy warstwiczne. O ile otrzymanie ich po wykorzystaniu automatycznej kreślarki wchodzącej w skład wyposażenia niektórych EMC nie nastrecza większych kłopotów, to wobec jej braku proponujemy następujący sposób postępowania.

Przyjmujemy w każdym węźle siatki początek układu współrzędnych /rys.7/



Rys.7

o osiach pokrywających się z prostymi siatki. Oznaczając poprzez W_w wartość funkcji f , dla której szukamy współrzędnych u i v oraz przyjmując odległość między sąsiednimi węzłami równą jedności otrzymujemy:

$$u = \frac{W_w - W_{i,j}}{W_{i,j+1} - W_{i,j}} \quad (5.1)$$

$$v = \frac{W_w - W_{i,j}}{W_{i-1,j} - W_{i,j}} \quad (5.2)$$

Rzecz jasna $0 \leq v < 1$ oraz $0 \leq u < 1$

procedure wu (a,b,c);

comment

Obliczenie współrzędnej poziomej u dla linii stałej wartości funkcji;

value a,b,c;

real a,b,c;

begin

real u;

```

format ('? u u i u = u 111 u u u j u = u 111 u u u u u u u u = u. 111');
if b < a / c > a v b > a / c < a
  then u := (a - b) / (c - b)
else
  if b = a / c = a
    then u := 0.0
    else go to E:
  print (i, j, u);
E: end wu;

```

6. Uwagi końcowe

Z przeprowadzonych rozważań wynika zasadniczy wniosek ogólny dotyczący przydatności metod różnicowych do obliczeń płyt o skomplikowanych kształtach. Prostota zastosowania proponowanych zależności, duża stabilność zastosowanego schematu różnicowego i stosunkowo dobra dokładność obliczeń jest dużą zaletą proponowanej metody postępowania.

Przykład liczbowy, którego wyniki ilustrują rys.8-11, zrealizowany został dla płyty całkowicie utwierdzonej na brzegach /rys. 1.b/, której grubość zmienia się wg zależności:

$$H = H_0 - \frac{2(x^2 + y^2)}{C_1}$$

obciążenie zewnętrzne

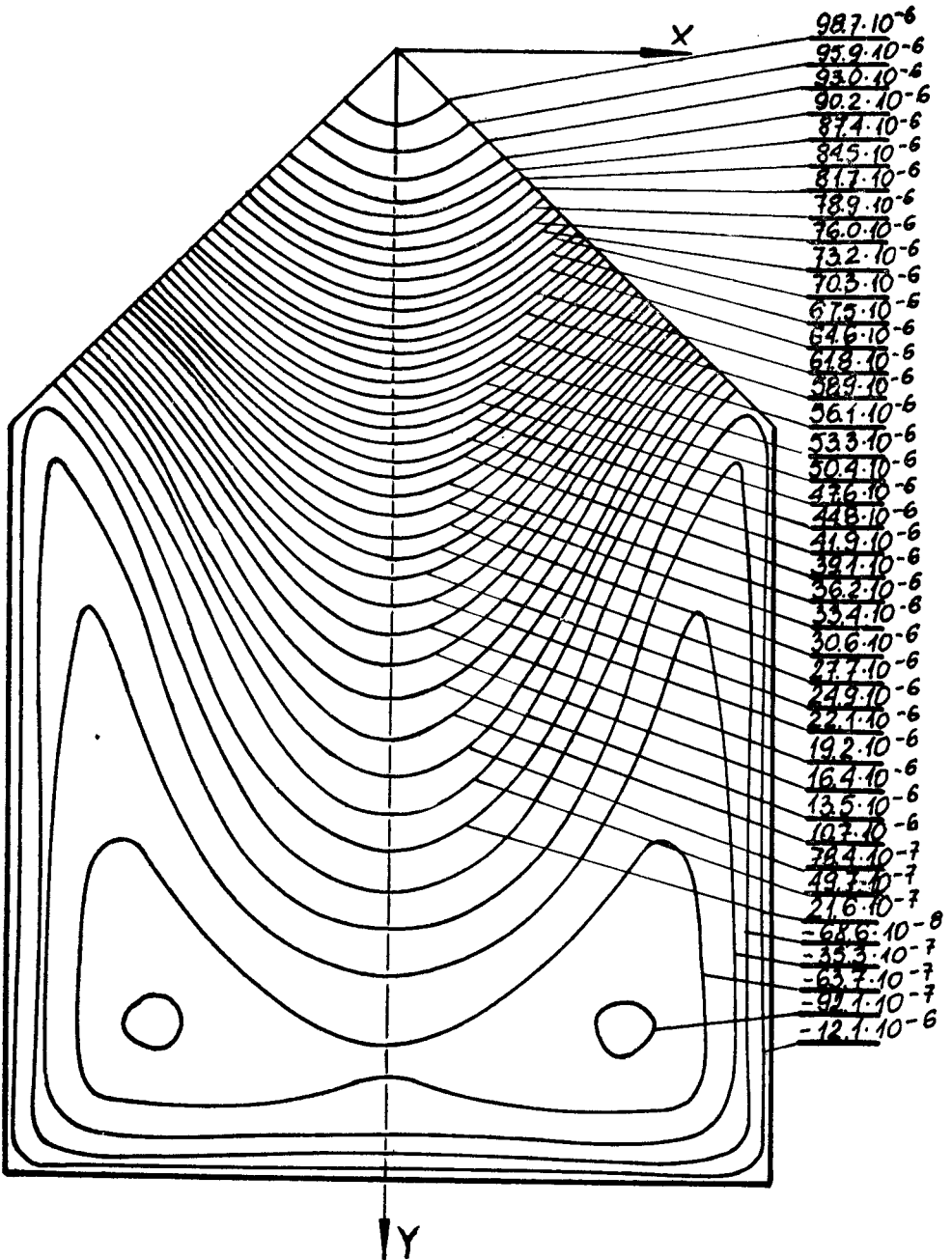
$$p = p_0 + \frac{x^2 + y^2}{C_2}$$

Przyjęto:

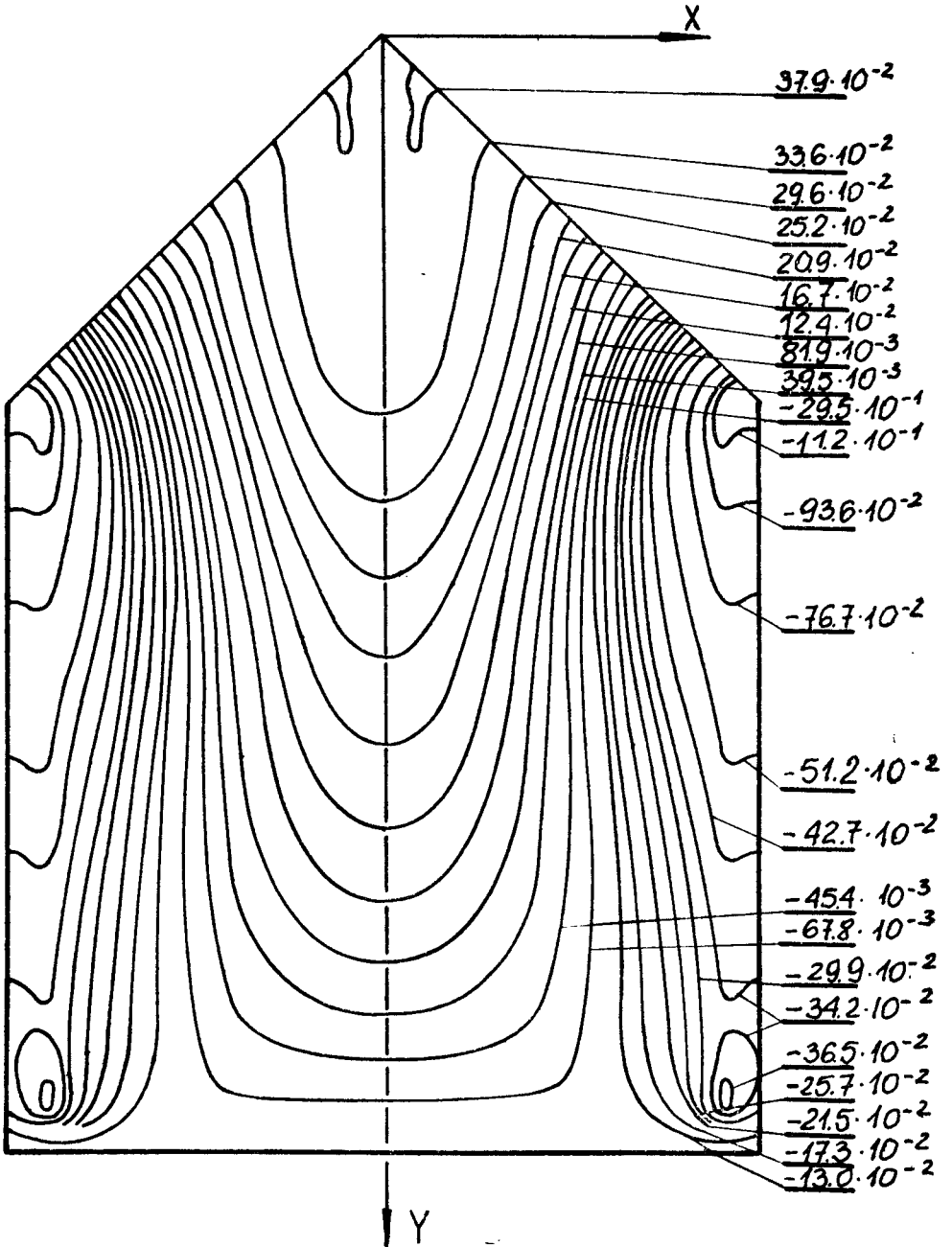
$$a = 2 \text{ [m]}, \quad p_0 = 2 \text{ [T/m}^2\text{]}, \quad H_0 = 0,1 \text{ [m]},$$

$$\nu = 0,3, \quad E = 2,1 \cdot 10^7 \text{ [T/m}^2\text{]}, \quad h = 0,1 \text{ [m]},$$

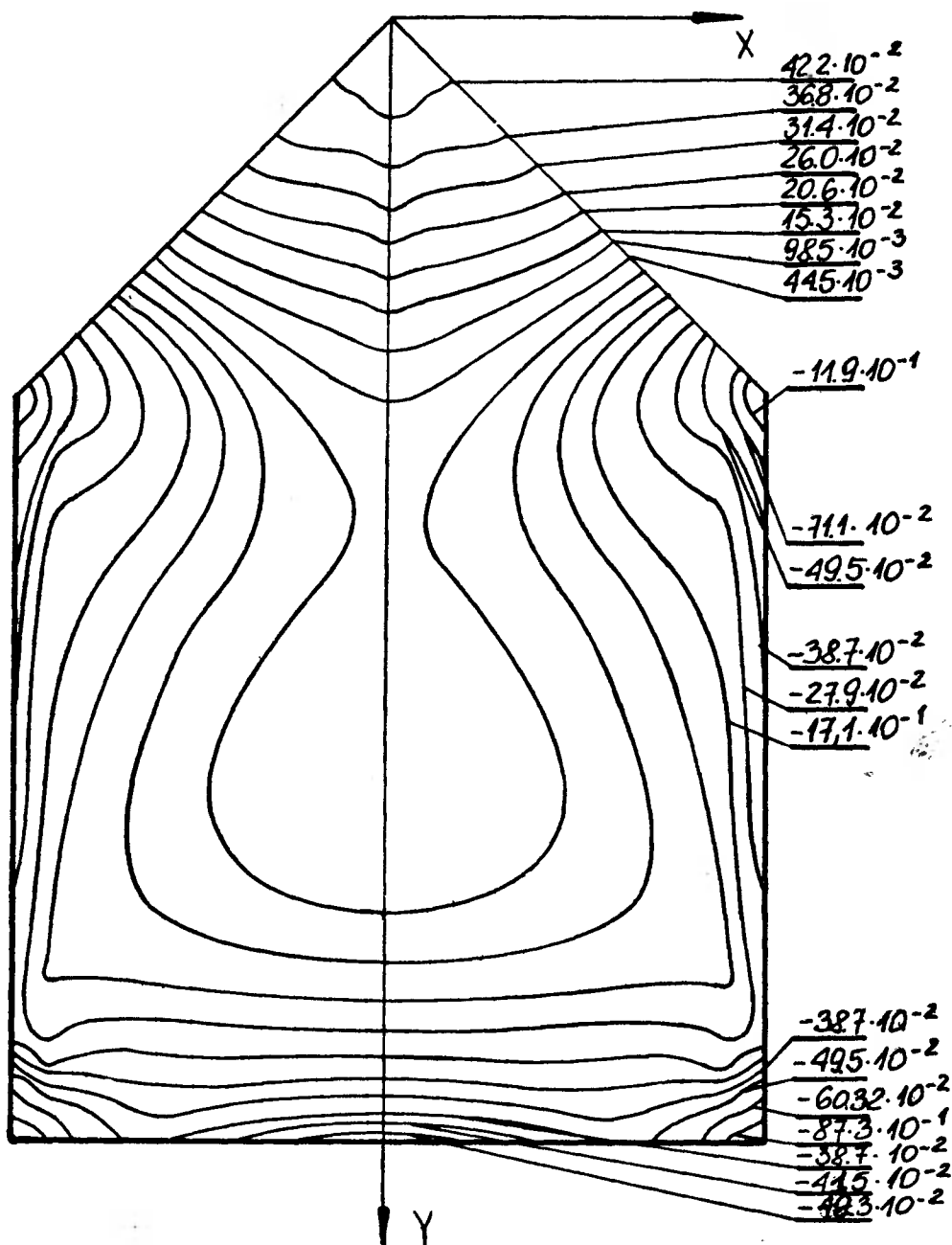
$$C_1 = 1 \cdot 10^3 \text{ [m]}, \quad C_2 = 1 \cdot 10^3 \text{ [m}^4\text{/T]}.$$



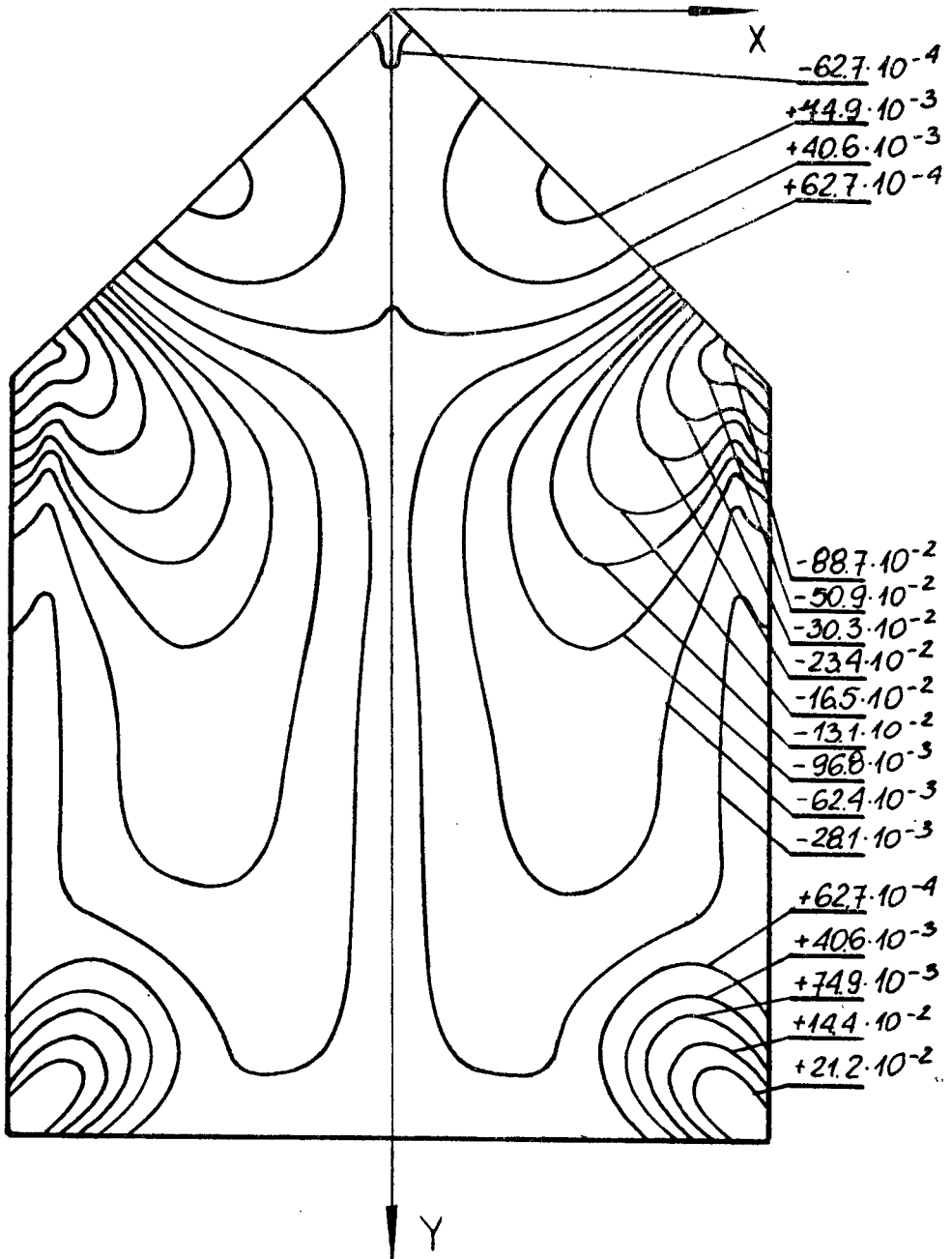
Rys.8. Wykresy ugięć w [m]



Rys.9. Wykresy momentów gnących M_x [Tm/m]



Rys.10. Wykresy momentów gnących M_y [Tm/m]

Rys.11. Wykresy momentów skręcających M_{xy} [Tm/m]

LITERATURA

1. Thom A., Apelt C.J., Temple G.F.J.: Field computations in engineering and physics, Van Nostrand Inc., New York 1961
2. Timoshenko S., Goodier J.N.: Teoria sprężystości, Arkady, Warszawa 1962
3. Timoshenko S., Woinowsky-Krieger S.: Teoria płyt i powłok, Arkady, Warszawa 1963
4. Kączkowski Z.: Płyty. Obliczenia statyczne, Arkady, Warszawa 1968
5. Prásek L.: Berechnung der Spannungen in rotierenden Schieben beim Kriechen, ABM, 2, 1969
6. Ugobčikov A.G., Długač N.I., Stiepanov A.E.: Riešenie kraevych zadač ploskoj teorii uprugosti na cifrovych i analogovych mašinach, Izd. Vyssaja Skola, Moskva 1970
7. Smirnov A.F., Aleksandrov A.V., Šapošnikov N.N, Laš-čeniakov B.J.: Obliczenia konstrukcji za pomocą maszyn cyfrowych, Arkady, Warszawa 1970
8. Prásek L.: Die Berechnung von biegespannungen in der rotierenden Schieben, ABM, 1, 1972
9. Stupnicki J., Szyszkowski W.: Analiza wytrzymałościowa płyty kwadratowej z otworami podporowej w narożach, ABM, 2, 1972
10. Kornišyn M.S., Sulejmanova M.M.: K riešeniu geometričeskich nieliniejnych zadač izgiba priamougolnych v planie plastin i pologich oboloček po utočniennoj teorii. Sbornik statiej, Issledovania po teorii plastin i oboloček. Izd. Kazanskovo Univ. Vypusk X, 1973
11. Jemielita G.: Zginanie płyty kwadratowej z centrycznie położonym otworem kwadratowym, Mechanika teoretyczna i stosowana, 2, 1974
12. Walicki E., Topoliński A.: Numeryczna analiza zginania złożonej płyty o zmiennej sztywności. Rozprawy Inżynierskie, 24, 3, 1976

ЗАМЕЧАНИЯ К ЧИСЛЕННЫМ РАСЧЕТАМ СГИБАЕМЫХ ПЛИТОК

Резюме

Цель работы - рассмотреть некоторые технические проблемы связанные с численными методами расчетов сгибания плиток формой сложенной из прямоугольников.

REMARKS ON NUMERIC CALCULATIONS OF PLATE BENDING

Summary

The purpose of the present work is to discuss some technical problems connected with numerical methods of calculating the bending of plates of rectangular shape.

Anna Walicka
Władysław Chruściel

KANAŁ WODNY DO PRZEPŁYWÓW STRATYFIKACYJNYCH /ROZWARSTWIONYCH/

W artykule omówiono budowę kanału wodnego do badań przepływów stratyfikacyjnych, wykonanego w AT-R w pracowni mechaniki płynów.

Opisano również badania opływu przeszkody terennej w postaci półwalca, przy użyciu "proszkowej" metody wizualizacji.

1. Wstęp

Rosnące zainteresowanie problemami mechaniki płynów geofizycznych powoduje naturalne dążenie do przeprowadzenia laboratoryjnych eksperymentów związanych z badaniami prawideł ich ruchu [2,3,6-9].

Większość badań laboratoryjnych dotyczy płynów stratyfikacyjnych /rozwarstwionych/. Istniejące dotychczas urządzenia można zaliczyć do dwóch typów:

- 1- kanały do badań metodą holowania w cieczy o rozwarstwionej gęstości
- 2- tunele aerodynamiczne

W pierwszym przypadku rozwarstwienie gęstości cieczy jest wynikiem zmiany stężenia solanki użytej do eksperymentu [2,3,7]; w drugim przypadku rozwarstwienie gęstości gazu jest następstwem ogrzewania od góry /lub chłodzenia.

od dołu/ przepływającego strumienia czynnika [6,8]. .

Doświadczenia z zastosowaniem kanałów metodą holowania są bardzo dokładne, jednak wskutek ograniczeń wynikających z długości kanału możliwe są zaledwie krótkotrwałe próby ustalonych zjawisk; natomiast ujemną stroną eksperymentów jest w tym przypadku fakt, że holowany model zakłóca profil gęstości, który jest trudno odtworzyć.

Tak więc zazwyczaj przeprowadza się doświadczenia jedno - zabiegowe /na jednej cieczy jeden eksperyment; w celu przeprowadzenia drugiego doświadczenia-ciecz należy wymienić/. Bardzo pracochłonne jest także zbieranie danych ilościowych, bowiem sondy i wyposażenie do obserwacji należy precyzyjnie holować wzdłuż kanału za modelem.

W drugim przypadku w ogrzewanych tunelach aerodynamicznych nie można osiągnąć przekonujących efektów rozwarstwienia gęstości bez zmniejszenia średniej prędkości przepływu do bardzo małych wartości.

Zadawalającego porównania różnych urządzeń można dokonać na podstawie zmodyfikowanej liczby Froude'a

$$Fr = \frac{U^2}{g h} \cdot \frac{\bar{\rho}}{\Delta \rho}$$

gdzie:

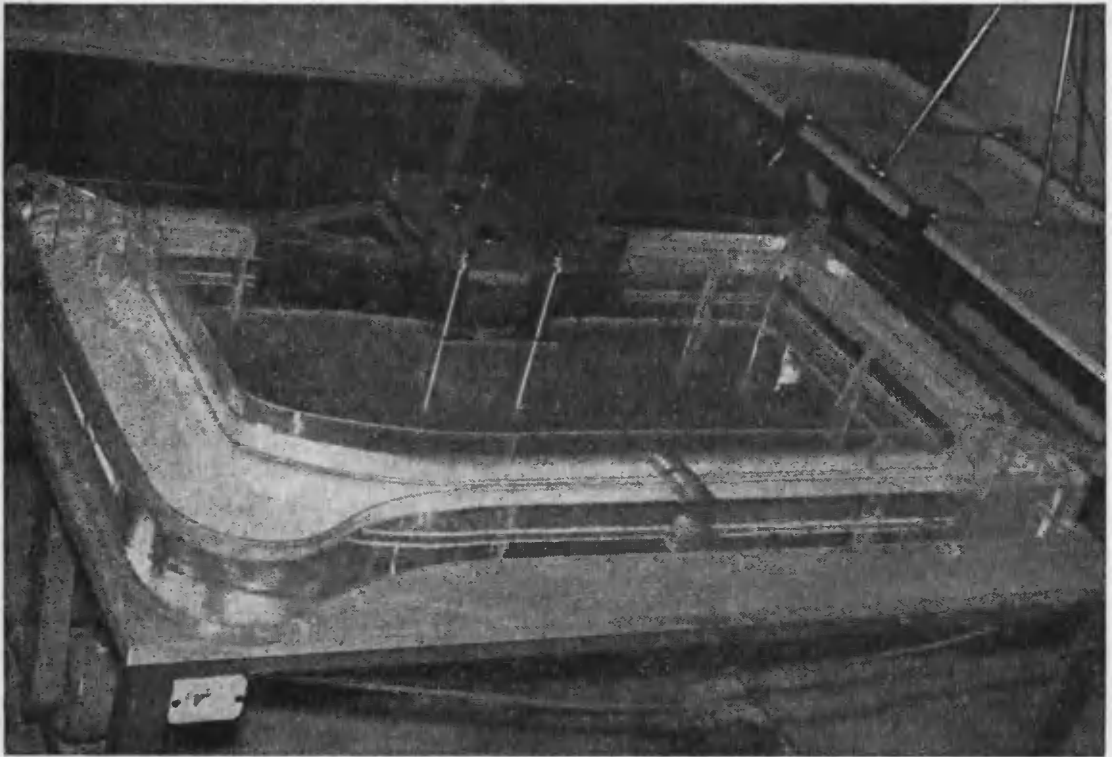
- $\bar{\rho}$ - gęstość średnia,
- $\Delta \rho$ - maksymalna różnica gęstości warstw na głębokości h ,
- U - średnia prędkość;
- g - przyspieszenie ziemskie.

Lin i Binder [6] w swoim ogrzewanym tunelu aerodynamicznym osiągnęli małe wartości liczby Froude'a , rzędu $Fr = 0,01$.

W istniejących obecnie urządzeniach [8] osiąga się liczby Froude'a rzędu $Fr = 0,03$, przy utrzymaniu dostatecznie dużej wartości U , co pozwala na dokładny pomiar prędkości przepływu.

2. Opis stanowiska badawczego

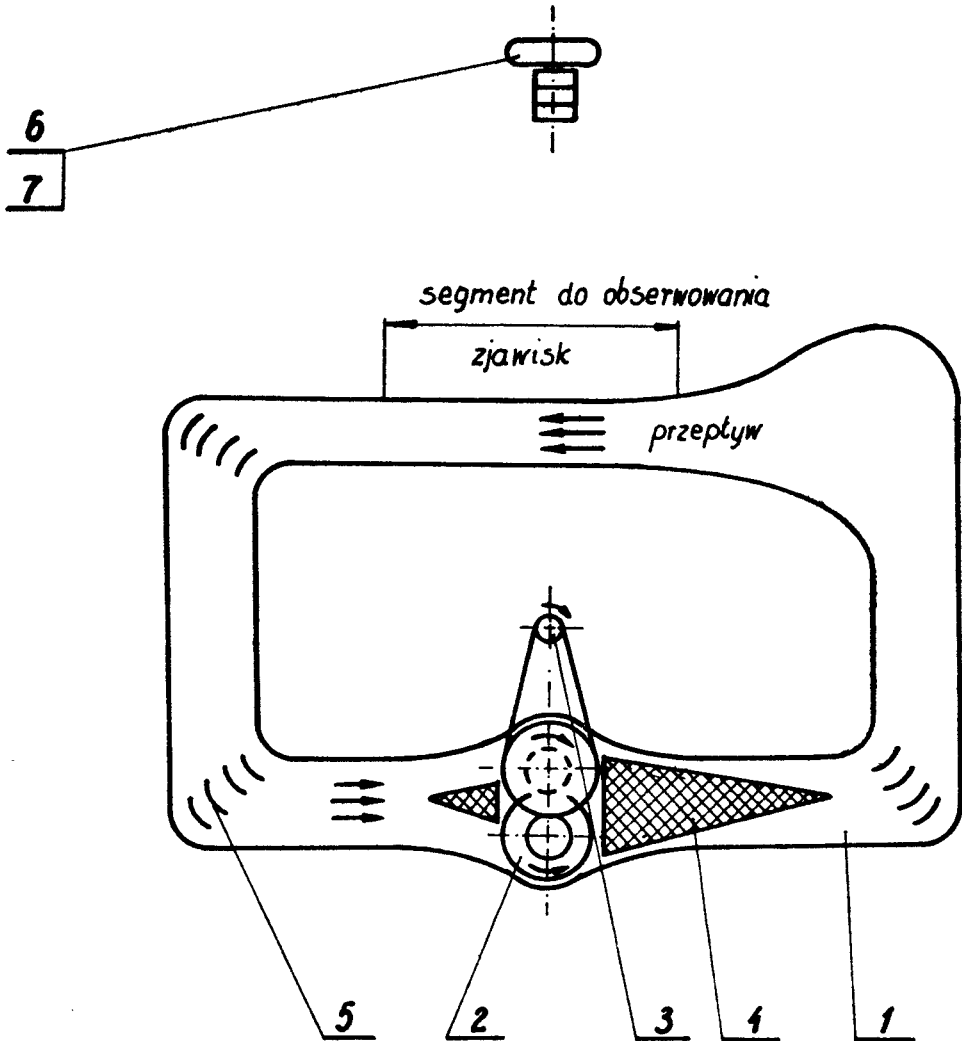
Modelowanie opływu rozwarstwionego prowadzono w kanale wodnym pokazanym na zdjęciu /rys.1/ i schematycz-



Rys.1

nie w widoku z góry /rys.2/. Składa się on z następują -
cych części:

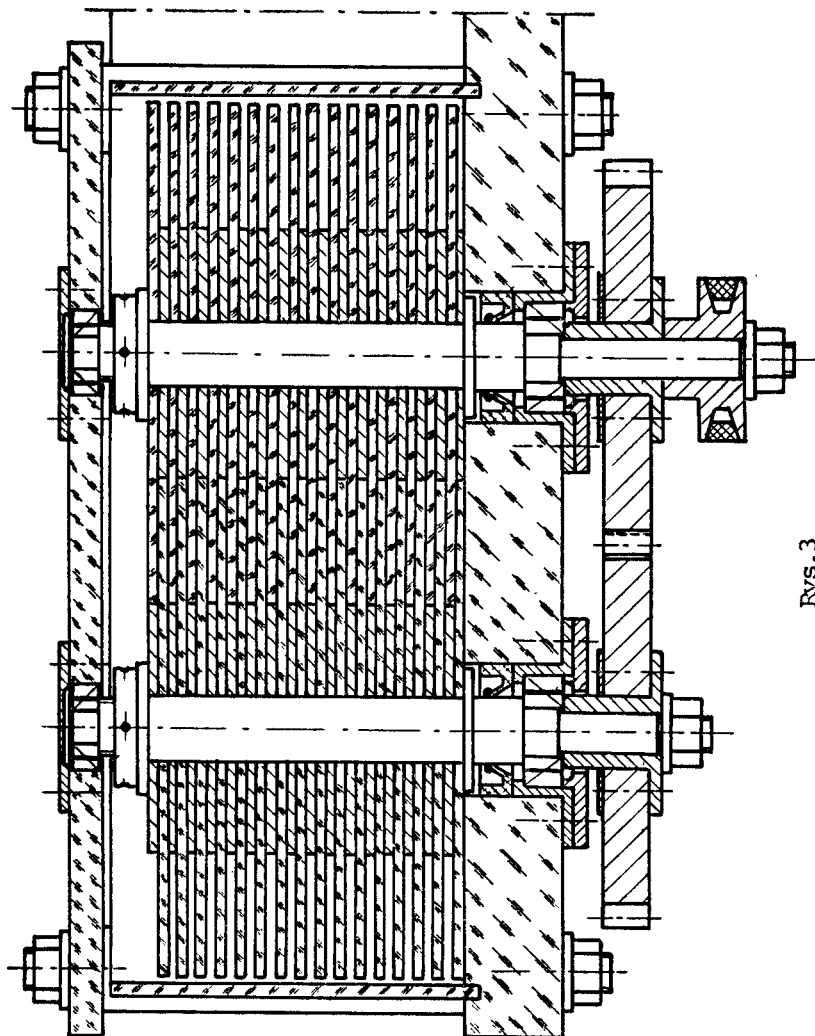
- 1 - zamkniętego toru wodnego o poziomym dnie
- 2 - pompy tarczowej
- 3 - silnika napędzającego pompę
- 4 - siatek antyturbulencyjnych
- 5 - kierownic o regulowanym kącie ustawienia względem przepływu
- 6 - aparatu fotograficznego
- 7 - lampy błyskowej



Rys.2

W celu ułatwienia obserwacji, kanał wykonano w całości z metapleksu. Po stronie przeciwnej do pompy znajduje się przestrzeń pomiarowa kanału o szerokości i głębokości po 10 cm.

Bardzo istotnym elementem w kanale wodnym jest pompa tarczowa, która wymuszając obieg wody wokół zamkniętego tam kanału nie powoduje mieszania się poszczególnych warstw wody. Schemat pompy tarczowej przedstawiono na rys.3. Składa się ona z dwóch przeciwbieżnych wałków, umieszczonych



Rys. 3

pionowo w obudowie, napędzanych silnikiem poprzez przekładnię pasową i parę kół zębatach.

Na każdym wałku znajduje się zestaw 32 tarcz wykonanych z metapleksu, z której każda posiada grubość 3 mm.

Prędkość obrotowa pompy wynosi 30 obr/min.

Tarcze posiadają dwie różne średnice 76 i 152 mm i są ułożone na przemian. Osie wałków znajdują się w odległości 114 mm. W ten sposób dwa zestawy tarcz "zazębiają się", nie pozostawiając pomiędzy sobą wolnej przestrzeni, a jedynie tworzą szczeliny poziome o grubości 3 mm i szerokości 38 mm po zewnętrznej stronie zazębienia między tarczami o większej średnicy. Na skutek obrotu obu zestawów tarcz w przeciwnych kierunkach następuje zabieranie poszczególnych warstw powodujące efekt pompowania. Aby zapobiec powstawaniu zaburzeń związanych ze zmianą przekroju kanału w miejscu umieszczenia pompy stosuje się przed i za pompą siatki antyturbulencyjne.

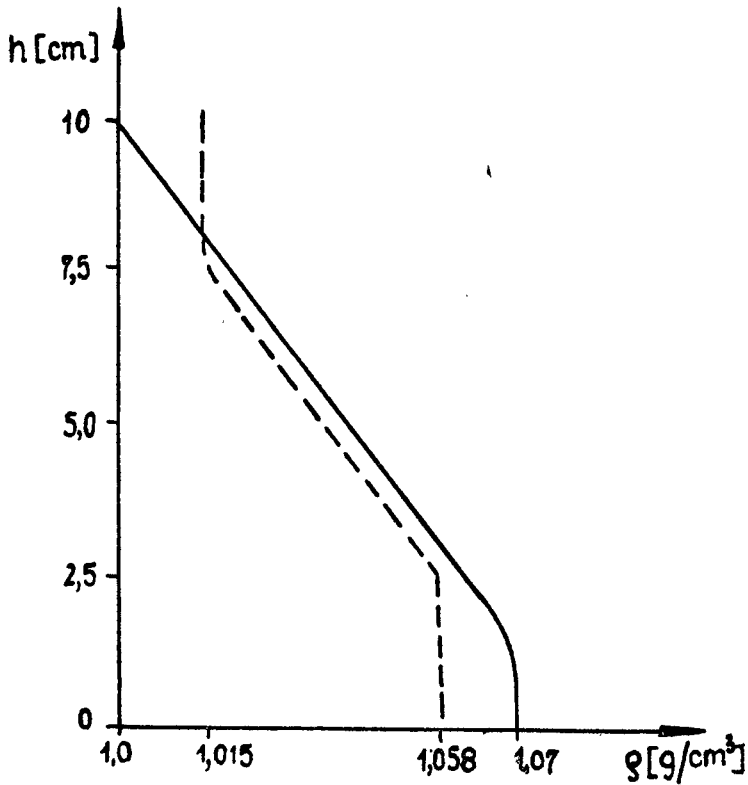
3. Badanie opływu przeszkody terenowej

Przeprowadzono wstępne badanie modelowania przepływu rozwarstwowanego wokół przeszkody terenowej w postaci półwalca przy użyciu metody "proszkowej" [1,4].

Jako płyn roboczy zastosowano wodny roztwór chlorku sodu /NaCl/, w którym zasolenie zmienia się od góry do dołu. Aby zachować niezmiennie warunki przepływu utrzymywano stałą wartość gęstości płynu roboczego przy górnej powierzchni swobodnej, poprzez ciągłe dodawanie czystej wody; nadmiar jej odprowadzano przez przewód przelewowy. W celu utrzymania poziomu nasycenia roztworu na dnie kanału rozsypano sól krystaliczną. Obecność jej w tym miejscu utrzymuje stałą gęstość solanki w dolnej warstwie granicznej. Rys.4 daje wyobrażenie o powolności zaniku profilu gęstości w czasie.

Wizualizacji przepływu dokonano przy użyciu proszku aluminowego nr 120. Opływ rozwarstwiony wokół przeszkody terenowej fotografowano aparatem fotograficznym typu "Zenit-E" stosując błonę fotograficzną ORWO-20 oraz czas na-

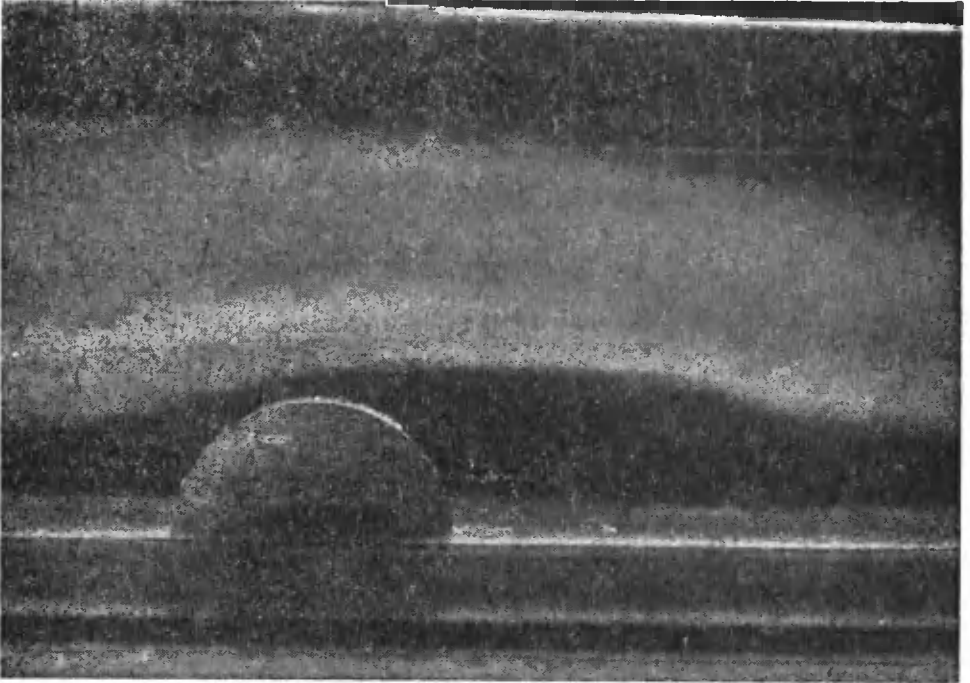
światlania przy lampie błyskowej 1/30 s.



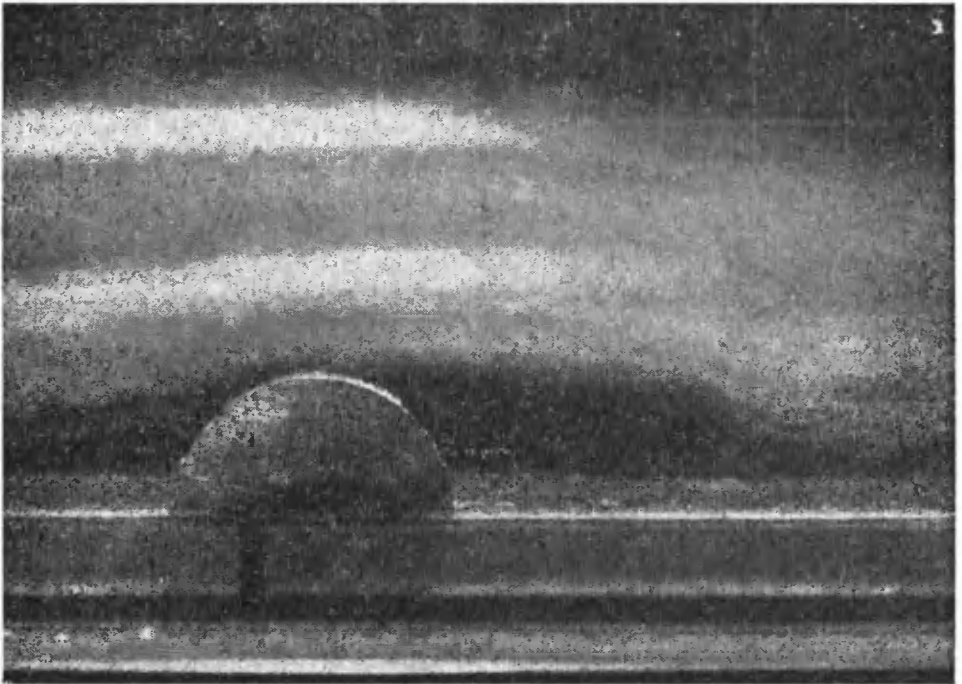
Rys. 4

Ilustrację zjawiska opływu przeszkody terenowej w czasie od chwili uruchomienia pompy tarczowej co 5 s przedstawiono na fotografiach /rys.5-9/.

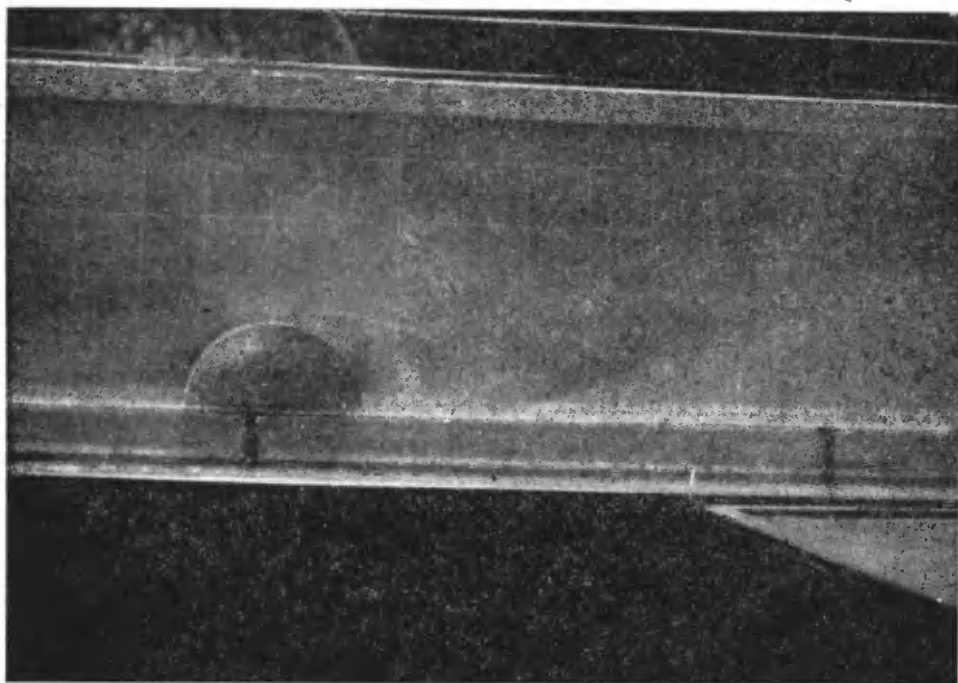
Przedstawiają one formowanie się ścieżki wirowej w śladzie za opływającą przeszkodą.



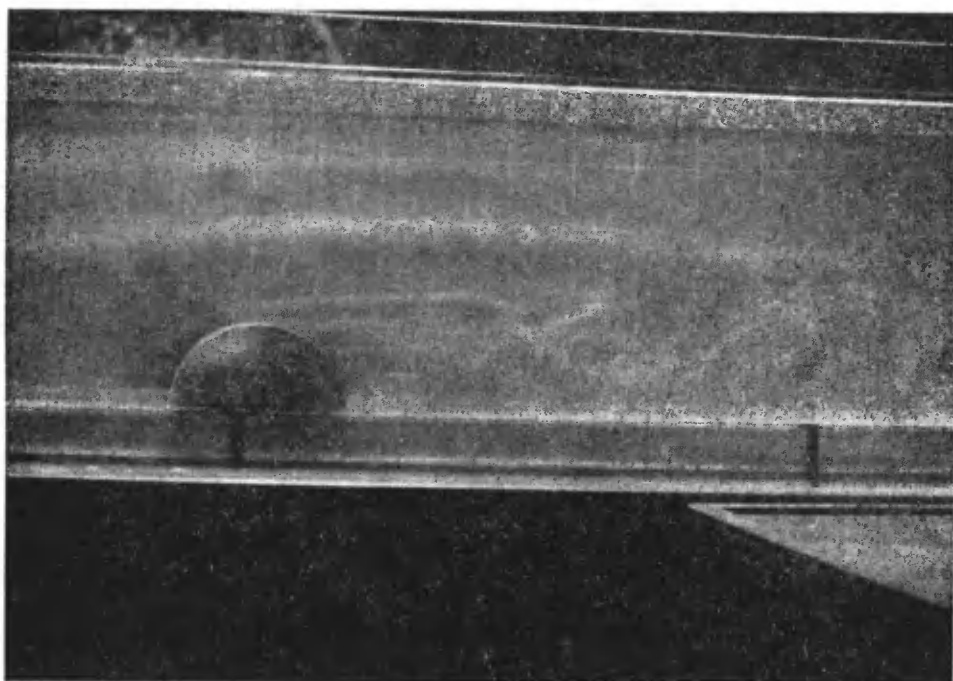
Rys.5



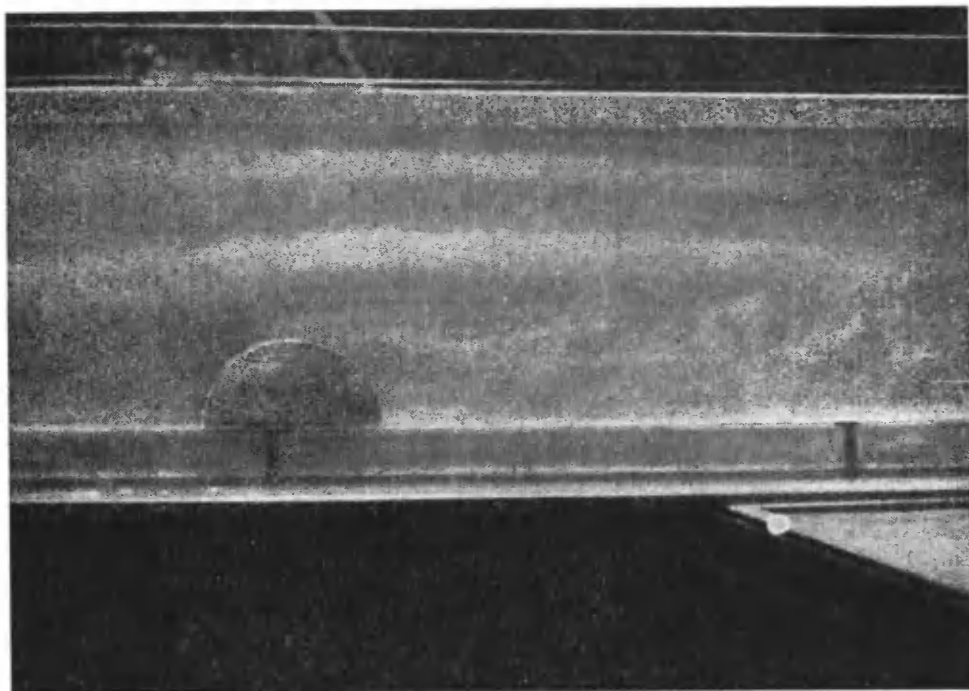
Rys.6



Rys.7



Rys.8



Rys.9

4. Uwagi końcowe

Opisany kanał wodny jest przedmiotem wstępnych badań laboratoryjnych. Wynika z nich duża przydatność kanału do obserwacji zjawisk długotrwałych, których nie można badać metodą holowania.

Drugą, nie mniej ważną zaletą jest możliwość wielokrotnego powtarzania eksperymentów w krótkim okresie czasu.

W zakresie badawczym-można dokonywać wizualizacji zjawiska opływu przeszkody .

W celu bardziej dokładnego ilościowego określenia zjawiska opływu przeszkody opracowuje się wizualizację metodą wodorową [5] wraz z budową odpowiednich sond do pomiaru gęstości płynu roboczego, co zostanie ujęte w dalszych pracach.



LITERATURA

1. Popow S.G.: Niekotoryje zadaczi i metody eksperymentalnoj aeromechaniki, GJT-TL Moskwa 1952
2. Long R.R.: Some aspects of the flow of stratified fluids. II. EXPERIMENTS with two-fluid system, Tellus, 6, no 2 /1954/ 97-105
3. Long R.R.: Some aspects of the flow of stratified fluids. III. Continuous density gradients, Tellus, 7, no 3/1955/ 341-357
4. Gorlin S.M., Slezinger J.J.: Aerodynamiczieskije izmierenija, Nauka, Moskwa 1964
5. Schraub F.A., Kline S.J., Runstadler P.W., Little A.: Use of hydrogen bubbles for quantitative determination of time-dependent velocity fields, Trans ASME ser D, vol. 87, No 4/1955/ 429-434
6. Lin J.T., Binder G.J.: Simulation of mountain lee waves in a wind tunnel, College of Engineering, Colorado State University, Int. Tech. Rep. no. CER 67-68 JTL-GJB 24 /1967/
7. Pao Y.H.: Laminar flow of a stably stratified fluid past a flat plate, J. Fluid Mech. 34, no 4 /1968/, 795-808
8. Scotti R.S.: An experimental study of a stratified shear layer, Aeronaut Sci. Division, Univ. of California, Int. Tech. Rep. AS-69-1 /1969/
9. Prosnak W.J.: Mechanika Płynów, t I, PWN Warszawa 1970

ВОДНЫЙ КАНАЛ ДЛЯ СТРАТИФИКАЦИОННЫХ ТЕЧЕНИЙ

Резюме

В работе рассмотрен водный канал для стратификационных течений, который даёт возможность проведения большого числа экспериментов. Проведены также исследования обтекания препятствия в виде полуцилиндра, при употреблении порошка алюминия.

WATER CANAL FOR STRATIFICATION FLOWS

Summary

The article presents a water canal for stratification flows which gives us a number of possibilities for investigation.

The canal has been built at the Academy of Technology and Agriculture at the Laboratory of the Mechanics of Liquids.

There has also been conducted the investigation on the flow of an obstacle of a half-cylinder shape with the use of aluminium powder.

Biblioteka Wydz. Mech.
ATR w Bydgoszczy

WM	10970
-----------	--------------