

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

# MECHANIKA

20

ZESZYTY NAUKOWE

59



BYDGOSZCZ – 1979

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

# MECHANIKA

20

ZESZYTY NAUKOWE

59



BYDGOSZCZ — 1979

REDAKTOR NACZELNY  
doc. dr hab. Juliusz Skonieczny

REDAKTOR NAUKOWY  
doc. dr hab. Edward Walicki  
dr inż. Józef Szala

OPRACOWANIE REDAKCYJNE  
inż. Ewa Dziemianko

Wydano za zgodą Redaktora  
Akademii Techniczno-Rolniczej  
w Bydgoszczy

*Wyd. I. 1979 r. 0.435/20*

WYDAWNICTWO UCZELNIANE AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ  
W BYDGOSZCZY

---

Wyd. I. Nakład 250+25. Ark. wyd. 11,5. Ark. druk. 14,5. Papier druk. mat. kl. III, 70 g, 61×86 cm  
Oddano do druku 23.II.1979 r. Druk ukończono w kwietniu 1979 r.  
Zam. nr 213. Cena 30 zł. TR-8/3/79.  
WSiP Zakłady Graficzne w Bydgoszczy

## SPIS TREŚCI

	Str.
1. Ireneusz Bielski: Metody wykonywania małych otworów . . . . .	5
2. Andrzej Golik: Ogólna postać funkcji opisującej dla elementów o odcinkowo-liniowych charakterystykach statycznych . . . . .	29
3. Hubert Latoś: Grubość i przekrój warstwy skrawanej przy toczeniu promieniowym powierzchni kształtowych hiperboloidalnych nożami o prostoliniowych krawędziach. . . . .	45
4. Henryk Oleszycki: Wpływ ujednorodnienia na położenie temperatur /punktów/ krytycznych żeliwa sferoidalnego. . . . .	62
5. Henryk Oleszycki, Jan Sadowski: Dobór warunków chłodzenia po austenitzowaniu podczas wyżarzania normalizującego żeliwa sferoidalnego . . . . .	87
6. Kazimierz Peszyński: Badania doświadczalne pneumatycznego wzmocniacza pracującego na zasadzie zderzenia strumieni ścianowych . .	115
7. Stanisław Smarzyński: Spawalnicze sposoby łączenia tulei z krążkiem . . . . .	132
8. Krescenty Sędzierski: Badania wpływu nierównomiernego rozkładu pochłoniętej energii na właściwości żywicy poliestrowej utwardzonej radiacyjnie . . . . .	149
9. Zygmunt Stankiewicz: Ciągnienie naczyń o kształcie skrzynkowym . . . . .	163

	Str.
10. Zygmunt Stankiewicz: Analiza stanu odkształceń przy ciągnięciu blach. . . . .	181
11. Bogdan W. Wawrzyniak, Stanisław Zakościelny: Próba oceny stosowania czujników pneumatycznych do pośredniego pomiaru zużycia ciągadeł w trakcie procesu ciągnięcia . . . . .	203
12. Wojciech Weiner: Wpływ promieniowania słonecznego na wartość modułu sprężystości przy zginaniu żywicy epoksydowej zbrojonej matą szklaną. . . . .	210
13. Krzysztof Wernerowski: Analiza doświadczalna przyspieszeń mechanizmu krzywkowego. . . . .	219

Ireneusz Bielski

## METODY WYKONYWANIA MAŁYCH OTWORÓW

W pracy przedstawiono metody wykonywania małych otworów wraz z osiąganymi różnymi metodami efektami technologicznymi. Omówiono wady i zalety przedstawionych metod oraz dokonano porównania metod stosowanych do wykonywania małych otworów.

### 1. Wstęp

Przez mały otwór rozumie się otwór o przekroju poprzecznym mniejszym od  $2 \text{ mm}^2$  [18]. Określenie "mikro-otwór" odnosi się na ogół do wartości średnic mniejszych od  $0,1 \text{ mm}$  [9]. Małe otwory odgrywają poważną rolę we współczesnej technice. Największe zapotrzebowanie na otwory o przekroju mniejszym od  $2 \text{ mm}^2$  istnieje w przemyśle lotniczym, samochodowym oraz elektronice i automatyce. Zapotrzebowanie na małe otwory i mikrootwory tylko ze strony przemysłu lotniczego sięga  $5 \cdot 10^6$  [18] otworów na dzień w odniesieniu do otworów chłodzących, a przecież na tym nie kończą się potrzeby. Zagadnienie wykonywania małych otworów jest więc zagadnieniem dotyczącym wielu działów przemysłu.

Istnieje szereg metod wykonywania małych otworów. Najbardziej rozpowszechnione z nich to:

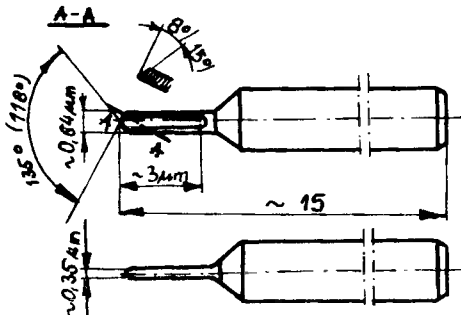
a/ wiercenie;

b/ obróbka udarowo-ścierna /ultradźwiękowa/;

- c/ obróbka elektroerozyjna;
- d/ obróbka elektrochemiczna;
- e/ obróbka strumieniem elektronów /elektronowa/;
- f/ obróbka strumieniem fotonów /laserowa/.

## 2. Wykonywanie małych otworów wierceniem

Wykonywanie małych otworów wierceniem nazywa się mikrowierceniem [9]. Mikrowiercenie jest to więc sposób obróbki otworów cylindrycznych o bardzo małych wymiarach wiertłami spiralnymi, piórkowymi lub działkowymi. Zwykle uważa się, że charakterystyczne cechy **mikrowiercenia** występują przy średnicach mniejszych od 0,1 mm. Jeżeli jednak z małymi wymiarami idzie w parze wysoka dokładność wykonania, to cechy charakterystyczne mikrowiercenia występują już przy obróbce otworów o średnicy 0,3 - 0,5 mm, a nawet zbliżonej do 1 mm [9]. Pod względem jakości uzyskiwanych otworów, a także minimalnych możliwych do obróbki średnic, wiertła piórkowe znacznie przewyższają wiertła kręte. Najmniejsze otwory wykonane wiertłami piórkowymi posiadały średnicę  $1,27 \mu\text{m}$ , przy czym szerokość piórka użytego do tego celu wynosiła  $0,64 \mu\text{m}$ . Stereometrię tego wiertła przedstawiono na rysunku 1, a obróbkę realizowaną w laboratorium amerykańskiej firmy



Rys. 1. Stereometria wiertła piórkowego do wiercenia mikrootworów [9].

National Jet Co. [9]. Ustalanie stereometrii wiertła przeprowadza się na drodze eksperymentalnej, przyjmując jako kryterium kształt oraz własności fizyczne wiórów, co pozwala na ocenę prawidłowości przebiegu procesu skrawania.

Do obróbki długich, dokładnych mikrootworów stosuje się wiertła działowe. Zalety tych wiertek to przede wszystkim duża wytrzymałość i lepsze niż przy wiertłach spiralnych i piórkowych prowadzenie części skrawającej w otworze [9]. Mikrowiercenie wymaga stosowania specjalnych obrabiarek. Powinny one spełniać następujące wymogi:

- narzędzie wykonuje ruch główny, a przedmiot obrabiany dodatkowy ruch obrotowy w kierunku przeciwnym;
- silnik jest oddzielony od układu przedmiot-narzędzie;
- precyzyjna regulacja nacisku i okresowe wycofywanie wiertła z otworu w czasie pracy;
- wysoka współosiowość obu wrzecion;
- układ optyczny umożliwiający obserwację procesu skrawania;
- zapewnienie chłodzenia w strefie skrawania.

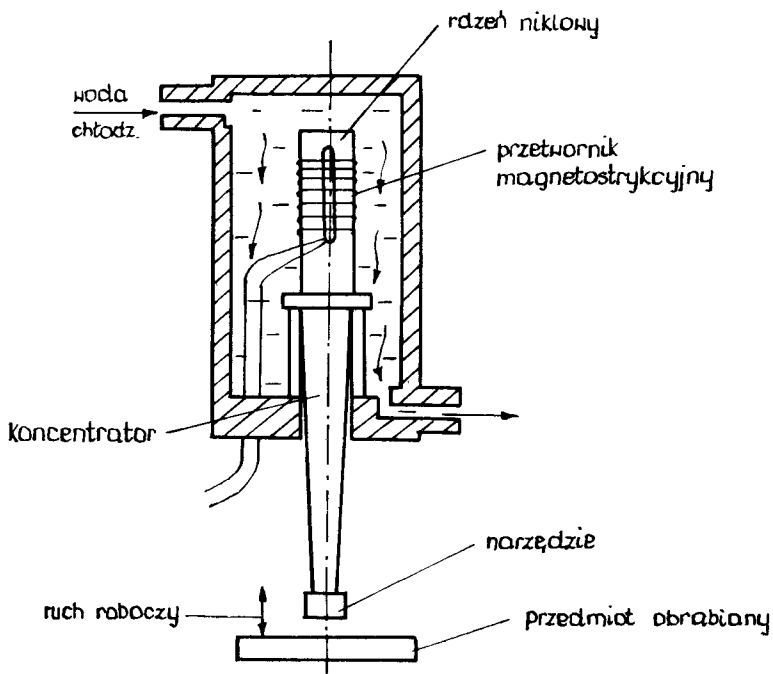
Dokładność wykonania elementów wiertarki rośnie ze wzrostem wymagań stawianych obrabianym otworom. I tak, aby uzyskać otwór o średnicy 0,3 mm z odchyłką  $5\ \mu\text{m}$ , elementy uchwytu muszą być wykonane z dokładnością  $1,3\ \mu\text{m}$  [9].

Ze względu na wymaganą różnicę twardości narzędzia i materiału obrabianego [7], wykonywanie małych otworów wierceniem ogranicza się do stali nieutwardzonych, żeliw, metali kolorowych i niektórych stopów, a także tworzyw sztucznych.



## 3. Obróbka uderowo-ścierna /ultradźwiękowa/

Obróbka uderowo-ścierna, zwana także ultradźwiękową, jest to sposób obróbki luźnym ścierniwem, w którym pracę skrawania, kruszenia i ścierania wykonują ziarna ściernic naciskane lub uderzane okresowo przez narzędzie o kształcie, który ma być odwzorowany w materiale obrabianym [7] /rys. 2/. Sposób ten wykorzystywany jest głównie do



Rys. 2. Schemat obróbki ultradźwiękowej [4].

kształtowania materiałów bardzo twardych i kruchych, takich jak: diament, węgliki spiekane, tlenki spiekane, kamienie szlachetne, półprzewodniki, szkło itp.

Wskaźniki technologiczne obróbki ultradźwiękowej uzależnione są od takich czynników, jak:

- częstotliwość uderzeń narzędzia w warstwę ziarn ściernych;

- amplituda drgań /według IOS -  $Q_v \approx A^{3,9}$  [11] /;
- wymiary i kształt narzędzia;
- siła statyczna, rodzaj i ziarnistość ziarn ściernych [4];
- rodzaj materiału obrabianego.

Zapewnienie właściwego przebiegu procesu oraz uzyskanie optymalnych z punktu widzenia ekonomiki wytwarzania, wskaźników technologicznych wymaga więc uwzględnienia wielu czynników i w zasadzie możliwe jest do osiągnięcia tylko po przeprowadzeniu obszernych badań doświadczalnych. Zaletą tej metody jest możliwość wykonywania wgłębień i otworów przelotowych i nieprzelotowych zarówno w materiałach przewodzących jak i nieprzewodzących prąd elektryczny. Zakres zastosowań drażenia ultradźwiękowego jest bardzo szeroki. Zaznacza się to szczególnie /tab. 1/ przy obróbce niektórych materiałów niemetalowych,

Tablica 1

Materiał obrabiany	Wydaźność względna	Zużycie względne / % /	Posuw /mm/min/	Mak.pow. obrabiana /cm <sup>2</sup> /
Szkło	100	1	3,80	26
Ceramika	75		1,50	20
Węglik wolframu	1,5- 4	50-80	0,35	8
Stal narzędziowa	1		0,25	8
Węgiel, grafit	90-100	1	2,05	20
Krzem	50	3	1,65	20
Porcelana	45- 70	5		
Diamant	0,25	1000		

których obróbka skrawaniem jest bardzo kłopotliwa lub niemożliwa /ceramika, kamienie szlachetne/.

Obróbka ultradźwiękowa jest w wielu przypadkach bezkonkurencyjna. Dotyczy to w szczególności wykonywania i regeneracji ciągadeł diamentowych i ceramicznych dla przemysłu kablowego. W ostatnich latach sposób ten wdrożono w polskim przemyśle kablowym do regeneracji ciągadeł diamentowych uzyskując wielomilionowe efekty ekonomiczne [11].

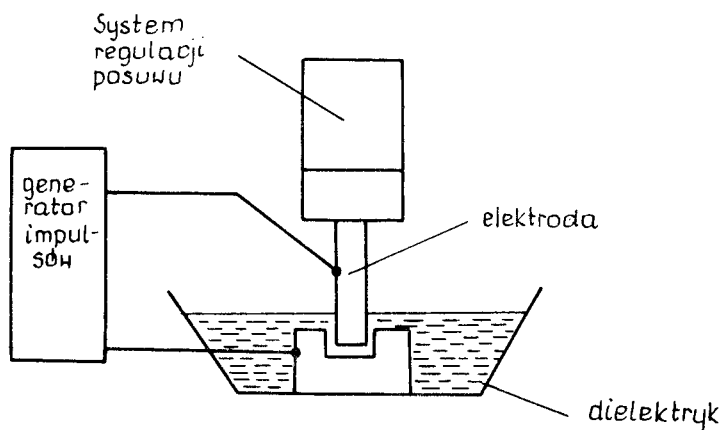
Jedną z istotnych dziedzin stosowania obróbki ultradźwiękowej jest obróbka węglików spiekanych, w których można uzyskać otwory o średnicy  $d < 0,1$  mm i stosunku głębokości do średnicy  $g/d = 5 - 30$  [9]. Dobre wyniki daje specjalny sposób obróbki będący połączeniem drażenia ultradźwiękowego z roztwarzaniem elektrochemicznym. Pozwala to uzyskać około 15 - 30 krotny wzrost wydajności, przy stosunkowo niskim zużyciu narzędzia  $1 - 8\%$ , w stosunku do czystego drażenia ultradźwiękowego [11]. Należy się spodziewać, że dalszy rozwój inżynierii materiałowej w dziedzinie materiałów konstrukcyjnych spowoduje poszerzenie zakresu zastosowań obróbki ultradźwiękowej o nowe materiały, w szczególności w odniesieniu do obróbki małych otworów i wgłębień w małych elementach.

#### 4. Obróbka elektroerozyjna

Obróbka elektroerozyjna jest to obróbka polegająca na usuwaniu warstw wierzchnich obrabianych materiałów w postaci mikrocząstek w stanie stałym, ciekłym lub gazowym w wyniku zjawisk fizycznych, które zachodzą w tych materiałach na skutek wyładowań elektrycznych [17].

Z odmian obróbki elektroerozyjnej szersze znaczenie przemysłowe mają: obróbka elektroiskrowa i elektroimpulsowa. Przedmiot obrabiany i elektroda robocza zanurzone

w dielektryku znajdują się pod napięciem. W chwili powstania odpowiednich warunków następuje przeskok iskry powodując, na skutek dużej koncentracji energii na znikomo małej powierzchni, ubywanie materiału w postaci mikrocząstek /rys. 3/.



Rys. 3. Zasada obróbki elektroerozyjnej [18].

Przebieg procesu uzależniony jest od wielu czynników. Najważniejsze z nich to:

- parametry elektryczne;
- czynniki związane z materiałem obrabianym i geometrią otworu;
- czynniki związane z elektrodą roboczą - jej kształtem i materiałem;
- czynniki związane z cieczą dielektryczną.

Wszystkie te czynniki mają wpływ na wskaźniki technologiczne drążenia takie jak:

- $Q_v$  - objętościowa wydajność erozji  $[\text{mm}^3/\text{min}]$ ;
- $m_v$  - względny objętościowy wskaźnik zużycia elektrody roboczej;
- $R_a$   $[\mu\text{m}]$  - parametr chropowatości powierzchni;

- dokładność obróbki zależna głównie od czynników kinematycznych.

Wydajność obróbki i zużycie elektrod zależne są przede wszystkim od rodzaju generatora i jego charakterystyk. Budowane obecnie generatory pozwalają uzyskiwać znaczną wydajność obróbki przy zużyciu elektrod 0,01 - 2% w zależności od parametrów elektrycznych.

Za główny czynnik powodujący zużywanie się elektrody uważa się gwałtowny wzrost temperatury elektrody w punkcie wyładowania, gdzie gęstość mocy jest rzędu  $10^5$  i  $10^8$  W/cm<sup>2</sup> [8]. Dlatego też pogarszanie się warunków odprowadzenia ciepła ze strefy obróbki, związane z rosnącą głębokością powoduje przyspieszone zużywanie elektrod.

Duże znaczenie ma ciecz dielektryczna, jej rodzaj, ciśnienie i sposób przepłykiwania szczeliny iskrowej. Wprowadzenie do dielektryka dodatków polaryzujących może poprawić charakterystyki procesu o 30 - 50% [5]. Przy wykonywaniu małych otworów należy uwzględnić kształt elektrody oraz jej sztywność. Jest to szczególnie ważne przy obróbce otworów kształtowych o niewielkim przekroju i wymaganej dużej dokładności wykonania.

Obróbka elektroerozyjna wyróżnia się szeregiem zalet. Najważniejsze z nich to [18]:

- możliwość obrabiania wszelkich materiałów będących przewodnikami prądu elektrycznego;
- małe siły występujące pomiędzy obrabianym przedmiotem a narzędziem;
- łatwość automatyzacji procesu.

Dzięki temu metoda ta znalazła szerokie zastosowanie do wykonywania małych otworów.

Do wyrobu narzędzi stosuje się drut wolframowy, bo-

wiem wolfram charakteryzuje się znaczną odpornością elektroerozyjną i dużym modułem sprężystości. Elektrody wolframowe stosuje się powszechnie dla  $d < 0,4$  mm. Został już opanowany sposób dokładnego wykonywania elektrod o średnicy  $d = 0,2 - 0,4$  mm i długości 60 mm [15]. Elektrody te wykorzystuje się stosując prowadzenie kapilarne elektrod.

Dla zapewnienia odpowiednich efektów obróbki, oprócz starannie wykonanych elektrod, konieczne jest stosowanie precyzyjnych drążarek. Obrabiarkami najwyższej klasy wykorzystywanymi do wykonywania małych otworów są drążarki Charmilles - Raycon [3]. Na obrabiarce Raycon typ SH-1 w laboratorium firmy Philips uzyskano otwory o średnicy  $d = 5 \mu\text{m}$ . Wykonanie otworu  $d = 0,02$  mm elektrodą wolframową w płytce ze stali chromoniklowej o grubości 0,15 mm trwa 3 minuty / $R_a = 0,06 \mu\text{m}$ /. Natomiast wykonanie otworu o średnicy  $d = 0,4$  mm i długości 4 mm, z dokładnością  $\pm 4 \mu\text{m}$  i  $R_a = 1 \mu\text{m}$  trwa 6,5 minuty [14].

Rezultaty te uzyskuje się na razie w skali laboratoryjnej. Jednak wyniki uzyskiwane w skali przemysłowej i przy zastosowaniu obrabiarek wysokiej klasy, już w tej chwili stawiają obróbkę elektroerozyjną na czele metod wykorzystywanych do wykonywania otworów o małych wymiarach.

## 5. Elektrochemiczne metody wykonywania małych otworów

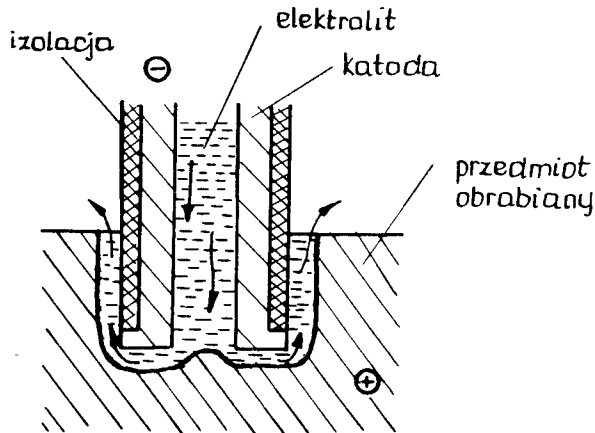
Wszystkie odmiany obróbki elektrochemicznej opierają się na zasadzie sterowanej elektrolizy w obwodzie prądu stałego, przy napięciu nie większym od 30 V [10].

Proces ten wywołany jest przez przyłożenie napięcia stałego między elektrodą a obrabianą częścią, przy

zapewnieniu przepływu elektrolitu w szczelinie między tymi elementami. Sposoby wykonywania otworów można podzielić na 4 grupy [18]:

- drażnienie elektrochemiczne /dziurkowanie/;
- STEM /Shaped Tube Electrolytic Machining/ czyli elektrolityczna obróbka rurkowa;
- Electro-Stream czyli obróbka kierowanym strumieniem elektrolitu;
- Electrojet czyli obróbka strumieniem elektrolitu kierowanym przez dyszę.

Proces drażnienia elektrochemicznego polega na wtryskiwaniu pod ciśnieniem roztworu azotanu lub azotynu o odpowiednio dobranym stężeniu, za pomocą elektrody o kształcie rurki, odpowiednio izolowanej /rys. 4/. Zastosowa -



Rys. 4. Zasada drażnienia elektrochemicznego [7].

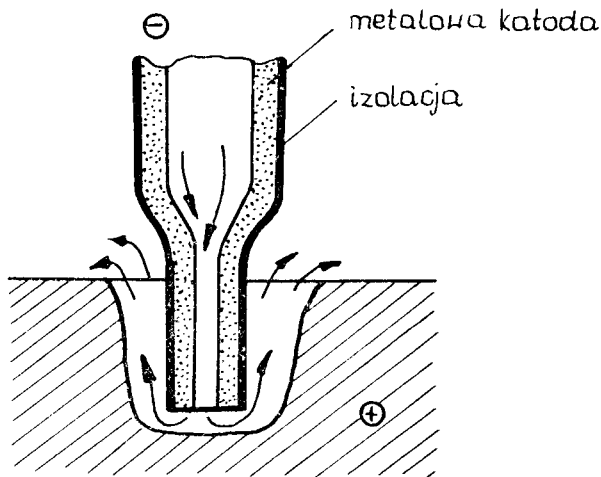
nie rurki na elektrodę ogranicza stosowalność tej metody w dziedzinie mikrootworów. Elektrody, wykonywane głównie ze stali nierdzewnej lub stopów tytanu, wykonuje się do średnic minimum 1 mm. Pozwala to na wykonywanie otworów zawierających się w strefie górnej granicy przyjętej dla małych otworów, według definicji [18]. Rurki pokryte są

izolacją, z reguły z gumy syntetycznej, zapewniającą odbywanie się procesu wyłącznie w strefie niez izolowanego czoka elektrody.

Opracowane nowe metody wykonywania elektrod rurkowych pozwalają na zmniejszenie średnicy tych elektrod poniżej 0,8 mm [6].

Napięcie stałe pomiędzy elektrodami /6 - 24 V/ uzależnione jest od rodzaju elektrolitu. Prędkości posuwu w tym sposobie są rzędu 2,5 mm/min [18]. Największą trudność sprawia usuwanie wodorotlenków powstających podczas obróbki. Ogranicza to średnicę otworów do 1,5 mm i głębokość drążenia do około 120 - 130 mm.

W technice STEM w charakterze elektrolitu stosuje się kwas siarkowy  $H_2SO_4$ . Metoda STEM /rys. 5/ pozwala na



Rys. 5. Zasada metody STEM [18]

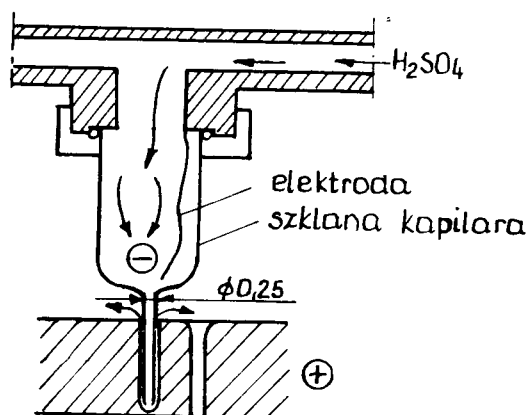
wykonywanie otworów cylindrycznych o minimalnej średnicy około 0,75 mm, a przy tym umożliwia uzyskiwanie głębokości 360 mm. Wymaga ona jednak stosowania specjalnych środków ostrożności, aby uniknąć nadmiernego wydzielania się wodoru, co w powiązaniu z cyrkulacją elektrolitu może



stać się przyczyną wibracji elektrody. Stosowane tutaj napięcia są wyższe [10] jak przy dziurkowaniu elektrochemicznym.

Duże znaczenie dla wszystkich odmian obróbki elektrochemicznej ma temperatura elektrolitu. Dla metody STEM najlepsze wyniki uzyskuje się przy temperaturze 311-323K [18].

Technika Electro-Stream /rys. 6/ stanowi odmianę



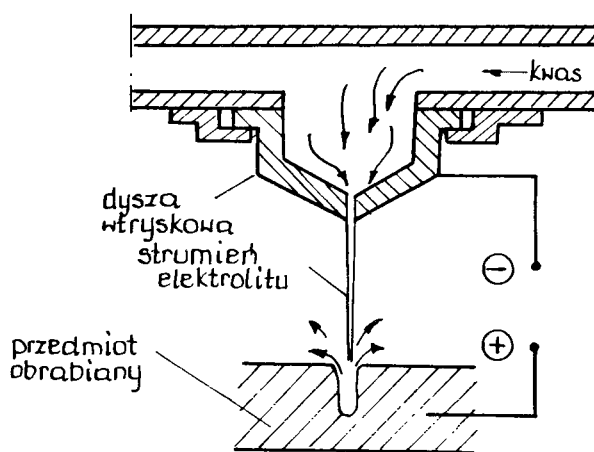
Rys. 6. Zasada obróbki electro-stream [18].

STEM, ale umożliwia otrzymywanie w skali produkcyjnej otworów o średnicach  $d = 0,25$  mm i głębokościach do 10mm. Różnica pomiędzy tymi odmianami polega na tym, że w miejsce elektrody metalowej w sposobie electro-stream stosuje się dysze szklane z wydłużoną końcówką. Bardzo mały wymiar wewnętrzny końcówki /  $\phi$  do 0,15 mm/ nie pozwala na to, aby elektroda mogła sięgać jej wylotu. W związku z tym trzeba stosować w tej metodzie napięcia znacznie wyższe niż w metodzie STEM [18]. Napięcie uzależnione jest również od rodzaju obrabianego materiału, wymiarów otworu i stanu powierzchni. Urządzenie posuwowe dla tego sposobu musi być bardziej precyzyjne, niż w przypadku

innych odmian obróbki elektrochemicznej, co związane jest z dużą kruchością i łamliwością szklanych dysz elektrodowych.

Przy użyciu tej techniki istnieje możliwość obróbki większej ilości otworów jednocześnie, dzięki stosowaniu dysz grzebieniowych. System ten opracowano i wdrożono do produkcji w USA. W Europie nie znalazł szerszego zastosowania ze względu na złożoność procesu i małą operatywność.

W dziedzinie wykonywania małych otworów wykorzystuje się również metodę "Electrojet" /rys. 7/, która polega



Rys. 7. Zasada obróbki electrojet [18].

na zastosowaniu szybkiego strumienia elektrolitu i pozwala uniknąć trudności, jakich następuje przepuszczanie elektrolitu przez elektrody rurkowe. Również tutaj stosuje się wysokie napięcia i kwaśne elektrolity. W metodzie tej musi być sprawowana doskonała kontrola wypływu elektrolitu, w celu zapobieżenia deformacji strumienia przed osiągnięciem przedmiotu. Sposobem tym można uzyskać średnice  $d = 0,25$  mm o głębokości otworu do około

2,5 mm. Nie eliminuje się jednak problemów, jakie występowały w odmianie Electro-Stream, a więc niebezpieczeństwa obsługi oraz dużego kosztu oprzyrządowania.

Przedstawione odmiany obróbki elektrochemicznej znacznie różnią się pomiędzy sobą parametrami, efektami, a więc także i zakresem zastosowań /tab. 2/. Dla wykonania

Tablica 2

	Dziurkowanie elektrochem. /Electrochemical drilling/	Obróbka elektrodami rurkowymi /Shaped Tube Electrolytic Machining/	Obróbka elektrostrumieniowa /Electro-Stream/	Obróbka kierowanym strumieniem elektrolitu /Electro-jet/
Minimalna średnica otworu /praktycznie/mm/	2	0,8	0,125	0,05
Maksymalna głębokość otworu	60 - 80 d	100 d	50 d	30 d
Osiągane tolerancje /mm/	$\pm 0,02$	$\pm 0,02$	$\pm 0,02$	$\pm 0,05$
Elektrolit	zasadowy $\text{NaNO}_2$	kwaśny $\text{H}_2\text{SO}_4$	kwaśny $\text{H}_2\text{SO}_4$	kwaśny $\text{H}_2\text{SO}_4$
Napięcie /V/	12 - 20	20 - 100	300 - 600	300 - 500
ciśnienie płukania /bar/	15 - 20	4 - 6	4 - 6	50 - 100
Elektrody	Izolowane; Cu, stal nierdz. rurki tytanowe	Izolowane; stal nierdz. rurki tytanowe	rurka kapilarna szklana	dysza platynowa

Niektóre problemy	Trudności wykonawcze i wysokie koszty elektrody	Trudności wykonawcze i wysokie koszty elektrody Niebezpieczeństwo w użyciu /kwas, wysokie napięcie/	Trudności wykonawcze i wysokie koszty elektrody Niebezpieczeństwo w użyciu /kwas, wysokie napięcie/	Trudności wykonawcze i wysokie koszty elektrody Niebezpieczeństwo w użyciu /kwas, wysokie napięcie/
		Problemy filtracji	Duże problemy filtracji, krótka żywotność elektrod	Duże problemy filtracji, krótka żywotność elektrod
			Wykruszanie się	Korozja

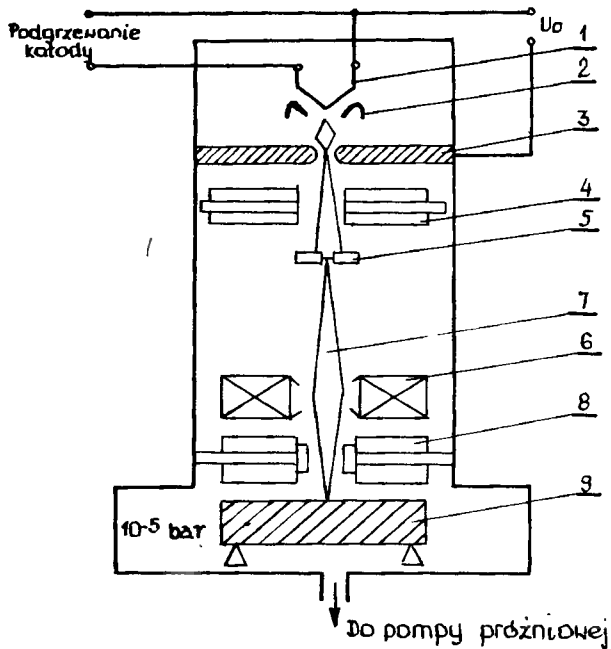
konkretnego otworu w materiale obrabianym można dobrać taką odmianę obróbki elektrochemicznej, która spełniać będzie kryteria oceny jakości otworu.

## 6. Obróbka wiązką elektronów

Głównym zjawiskiem, wykorzystywanym w tej obróbce jest proces **ewaporacji** metalu pod wpływem ciepła wytwarzanego podczas bombardowania metalu wiązką elektronów. Sposób wytwarzania wiązki elektronów /rys. 8/ jest podobny do wzbudzania emisji promieni Roentgena.

W metodzie tej można uzyskać gęstości mocy  $10^8 - 10^{12}$  W/cm<sup>2</sup>. Ponieważ wiązka elektronów generowana jest w próżni i sama obróbka także odbywa się w próżni, potrzebna jest osłona zdolna do utrzymania próżni rzędu  $10^{-5}$  bar.

Jednym z głównych zastosowań tej metody jest wykonywanie mikrootworów. Najmniejsza możliwa do uzyskania



Rys. 8. Schemat działania obrabiarki elektronowej [7]:  
 1 - katoda, 2 - pierścień Wehnelta, 3 - anoda,  
 4 - system justacyjny, 5 - przysłona, 6 - so-  
 czewka magnetyczna, 7 - strumień elektronów,  
 8 -system sterujący, 9 - przedmiot obrabiany.

średnica otworu zależy od wielu czynników, przy czym naj-  
 większe znaczenie ma żądana głębokość otworu zależna od  
 czasu oddziaływania wiązki elektronowej i ładunku prze-  
 strzennego [12]. Metodą tą można wykonywać otwory o śred-  
 nicy od kilku mikrometrów do około 0,3 mm. Wykonanie ot-  
 woru o średnicy  $d = 0,25$  mm i głębokości 10 mm wymaga  
 czasu około 30 sekund. W odniesieniu do otworów o głębo-  
 kości do 0,5 mm wiązka elektronowa może być używana do  
 szybkiego wykonywania mikrootworów /100 otworów na sekun-  
 dę/. Jakość otworów uzyskiwanych tą metodą nie jest naj-  
 lepsza - są one stożkowe, z wyraźną strefą wpływów  
 cieplnych wokół otworu. Metoda ta ma szereg wad [18]:  
 - wysoka cena urządzenia;

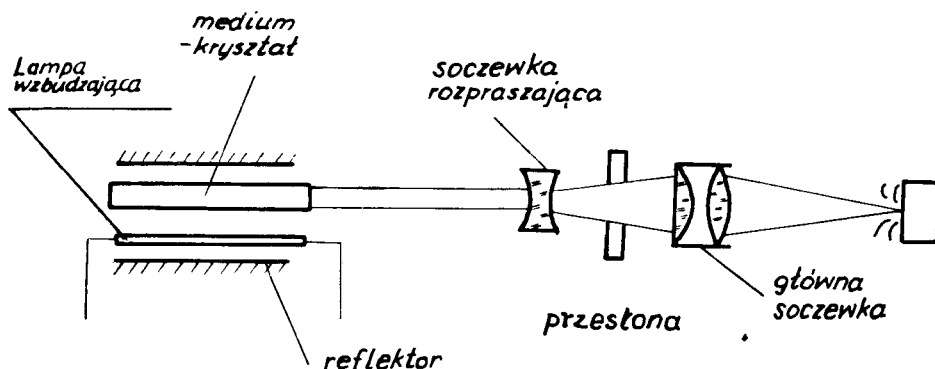
- długi cykl obróbki;
- wysokie koszty eksploatacji;
- niebezpieczeństwo pracy, związane z oddziaływaniem wiązki elektronów /zapobiega się temu stosując osłony ołowiane przy  $U_0 > 30 \text{ kV}$ /.

Z tych względów obróbka tą metodą nie jest zbyt rozpowszechniona i stosowana jedynie do wykonywania otworów w materiałach trudnoobrabialnych lub specjalnych, wymagających w trakcie drążenia zachowania próżni, ze względu na duże powinowactwo z tlenem zawartym w powietrzu.

#### 7. Obróbka strumieniem fotonów

W dziedzinie wykonywania małych otworów znalazły zastosowanie lasery zarówno z medium gazowym jak i krystalicznym. W laserach gazowych jako medium stosuje się  $\text{CO}_2$ . Zasada działania laserów  $\text{CO}_2$  jest taka sama jak laserów krystalicznych i polega na wzbudzeniu elektronów i skierowanej emisji fotonów. Poziom wykorzystania energii w laserach jest niewielki - 15% [18].

Częściej do wykonywania otworów stosuje się lasery rubinowe i neodymowe /rys. 9/ o energii impulsu 10 mJ - 20 J. Od czasu i energii impulsów zależy wydajność obrób-



Rys. 9. Schemat lasera krystalicznego [18].

ki, średnica i jakość wykonanego otworu, a także wielkość strefy wpływów cieplnych wokół otworów [16]. Otwory o średnicy wylotu 10 - 500  $\mu\text{m}$  mają postać krateru o kształcie okrągłym i nieregularnej linii brzegowej oraz przekroju wzdłużnym - stożkowym [19]. Maksymalna grubość przebijanych elementów nie przekracza 2 - 3 mm. W przypadku, gdy kształt i chropowatość powierzchni otworu są bardzo istotne, drażnienie laserowe jest operacją wstępną i otwór musi podlegać dalszej obróbce nielaserowej [19].

Wskaźniki drażenia laserowego niektórych materiałów zawiera tabela 3. Metoda ta znajduje zastosowanie nie

Tablica 3

Materiał	Grubość płytki / $\mu\text{m}$ /	Średnica otworu / $\mu\text{m}$ /
złoto	100	4
stal	100	6
wolfram	200	4
	3000	100
rubin	400	10
aluminium	400	12
	1000	20
ceramika	700	40

tylko do wykonywania otworów w materiałach trudnoobra - bialnych klasycznymi metodami, ale również w materiałach takich jak guma [17], w której uzyskuje się dokładne otwory o średnicach 0,012 - 1,25 mm w częściach typu: zawory, zasuwki i inne.

Laserem można wykonywać otwory praktycznie w każdym materiale /przy gęstości mocy  $10^8 - 10^{13}$  W/cm<sup>2</sup> uzyskuje

się szybkość wzrostu temperatur 10 - 20 mln K/s [16]/, jednak zakres ekonomicznie uzasadnionych zastosowań jest jeszcze stosunkowo niewielki.

#### 8. Porównanie metod stosowanych do wykonywania małych otworów

Pojawienie się wielu nowych materiałów o specjalnych właściwościach spowodowało powstanie i rozwój nowych sposobów obróbki. Aktualny stan, parametry sposobów obróbki stosowanych do wykonywania małych otworów oraz przydatność tych sposobów do obróbki podstawowych grup materiałów zawierają tabele 4 i 5.

Najbardziej uniwersalne jest drażenie strumieniem elektronów i fotonów /laserowe/. Należy traktować to jednak jako dane orientacyjne, nie uwzględniające indywidualnych przypadków. Jak wynika z zestawienia, najmniejsze otwory uzyskiwać można mikrowierceniem, drażeniem elektronowym i laserowym uzyskując niedokładności 20 - 50% wymiaru podstawowego.

Mikrowiercenie jednak można stosować dla ograniczonej grupy materiałów, uznawanych z reguły jako dobrze skrawalne. Natomiast minimalne otwory uzyskiwane drażeniem elektronowym lub laserowym możliwe są do osiągnięcia jedynie w przypadku otworów o bardzo małej głębokości, gdyż przy większych głębokościach powstają duże błędy kształtu otworu o przekroju wzdłużnym, a także duże strefy materiału odkształconego termicznie wokół obrobionego otworu. Dla otworów długich o średnicy  $d > 0,3$  mm najkorzystniejsze są metody elektrochemiczne, zapewniające najwyższą dokładność. Spośród wszystkich metod, jedynie metoda elektroiskrowa daje prawidłową formę obrzeży



Tablica 4

Przydatność różnych metod do obróbki podstawowych grup materiałów [9]

Metoda	M a t e r i a ł												
	Stopy żelaza		Stopy nieżelazne				tworzywa			szkło	inne		
	stal	żeliwo	Cu, Al, Mg i stopy	W, Ti, Ta, Nb Mo i stopy	Sn, Pb, i stopy	Au, Ag Pt i stopy	ter- mou- twar- dzal- tycz- ne	ter- mou- twar- dzal- tycz- ne	elastome- ry	węgli- ki me- tali	cer- amika	szkło	inne
Mikrowiercenie	3	2	3	1		3	2	2		1	1	1	
Ultraświetłowa	1	3	1	2	1	1	1			3	3	3	3
Elektroiskrowa	3	3	3	3	1	1				3			
Elektrolityczna	3	3	3	3	2	3				3			
Laserowa	3	3	3	3	3	3	1	1	1	3	1	3	3
Elektronowa	3	3	3	3	3	3	1	3	1	3	2	3	3

3 - obrabialność bardzo dobra

2 - obrabialność dobra

1 - obróbka jest możliwa przy zastosowaniu specjalnych środków bez oznaczeń - obróbka jest niemożliwa lub niezbadana

Porównanie efektów technologicznych metod wykonywania otworów o małych wymiarach [9]

Metoda Wielkość	Mikrowier- cenie	Drażnienie ultra- dźwięko- we	Drażnienie elektro- iskrowe	Drażnienie elektro- lityczne	Drażnienie laserowe	Drażnienie elektro- nowe	U w a g i
Minimalna uzyskana średnica ot- woru / $\mu\text{m}$ /	1	100	5	300	1,5	1	1/ otwór o średnicy 0,1 mm 2/ otwór o średnicy 1,0 mm 3/ 0,06 $\mu\text{m}$ wg [15]
Tolerancje mniejszych otworów / $\mu\text{m}$ /	0,2	30	10 <sup>3/</sup>	10	0,5	0,5	
Osiągana chropowatość powierzchni Ra / $\mu\text{m}$ /	0,2-10	0,3-20	1-20	1	0,2-10	0,2-10	
Maksymalny osiągany sto- sunek długości ci do średni- cy	5-120 <sup>1/</sup>	5-30	100 <sup>2/</sup>	200	30	30	

otworu. Przy mikrowierceniu występują zadziory, przy drążeniu ultradźwiękowym - odpryski, przy obróbce elektrochemicznej - zaokrąglenia krawędzi. Termiczny zaś charakter obróbki elektronowej i laserowej sprawia, że na wylocie tworzą się mikrowylewy z roztopionego w trakcie obróbki materiału. Dla każdej z tych metod można osiągnąć chropowatość powierzchni w szerokim zakresie /np. przy drążeniu elektroiskrowym  $R_a = 0,06 - 40 \mu\text{m}$ / w zależności od stosowanych parametrów obróbki.

Stosowanie więc określonego sposobu wykonywania konkretnych otworów wymaga uwzględnienia szeregu czynników, aby spośród znanych sposobów wybrać najkorzystniejszy ze względu na przyjęte kryteria technologiczne i ich hierarchizację, uwzględniając także dostępność i rozpowszechnienie tego sposobu oraz kryterium ekonomiczne.

#### Literatura

1. Albiński A.: Metody i środki obróbki erozyjnej. Referat sprawozdawczy, III Krajowa Konferencja Naukowo-Techniczna nt.: Postępy w Teorii i Technice Obróbki Metali, Kraków 1967.
2. Botden T.P.J.: Nieuwe ontwikkelingen in de microbewerking. Niet - conventionele bewerkingstechniken. Ingenieur 1970, nr 45.
3. Charmilles - Raycon SH-101, SH-201. Prospekty.
4. De Filippi Augusto: Lavorazione mediante ultrasuoni. Macchine, 1971, nr 10.
5. Fiema L.: Badania doświadczalne cieczy dielektrycznych dla drążarek elektroerozyjnych. IV Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna. Postępy w Teorii i Technice Obróbki Materiałów. Kraków 1973.

6. Joslin F.R.: Electrode for small hole electro-chemical drilling Patent USA 3.647.674. 7.III.1972.
7. Kaczmarek J.: Podstawy obróbki wiórowej, ściernej i erozyjnej, Warszawa, WNT 1971.
8. Kobayashi K., Takahashi Y., Ishikawa N., Takagi S.: Najnowsze postępy w dziedzinie obróbki elektroiskrowej. Mitsubishi Denki Engineer. 1974, nr 1.
9. Kudźa L.: Rozwój techniki wiercenia otworów o średnicach mniejszych od 1 mm. Pomiar, automatyka, kontrola. 1974, nr 6.
10. Lang W.: Kleinbearbeitung mit Funkenerosion und elektrochemischen Verfahren. Fertigung. 1974, nr 4.
11. Maniak J., Durbas J.: Ultradźwiękowe drążenie otworów o małych wymiarach w twardych i kruchych materiałach. Mechanik. 1974, nr 3.
12. Mokrauz I., Słówko W., Szymański H.: Mikroobróbka wiązką elektronową. Prace Naukowe Instytutu Technologii Elektronowej Politechniki Wrocławskiej, 1973, nr 1/10.
13. Moorhead A.J.: Laser Welding and Drilling Applications. Welding Journal. 1971, nr 2.
14. Opracowanie zbiorowe: Funkenzerspannung mit Mikron-Präzision. Industriemeister 1969, nr 1.
15. Opracowanie zbiorowe: Gebruik van speciale elektroden verlaagt kost prijs van het vonkerosieproces. Voor het boeven van ga ten van kleine diameter met grote diepte. Electronica. 1973, nr 742.
16. Opracowanie zbiorowe: Lavorazione ad asportazione mediante Laser. Mecchine. 1973, nr 3.
17. Opracowanie zbiorowe: Laser drills small accurate holes in rubber. Materials Engineering. 1971, nr 2.

METHODS OF MAKING SMALL DIAMETER HOLES

Summary

The work presents methods of making small diameter holes as well as the technological results obtained by various methods. The advantages and shortcomings of the methods have been discussed as well as the comparison of the methods being applied for making small diameter holes.

МЕТОДЫ ПРОИЗВЕДЕНИЯ НЕБОЛЬШИХ ОТВЕРСТИЙ

Резюме

В работе представлены методы производства небольших отверстий одновременно с достижением технологических эффектов разными методами. Рассмотрены недостатки и преимущества представленных методов, а также произведены сравнения применяемых методов для производства небольших отверстий.

Andrzej Golik

## OGÓLNA POSTAĆ FUNKCJI OPISUJĄCEJ DLA ELEMENTÓW O ODCINKOWO-LINIOWYCH CHARAKTERYSTYKACH STATYCZNYCH

W pracy przedstawiono wyrażenia ogólne dla określenia konwencjonalnej funkcji opisującej nieliniowości o odcinkowo liniowych charakterystykach statycznych. Rozważono nieliniowości o symetrycznej i niesymetrycznej charakterystyce statycznej. Dla tych ostatnich podano ogólne wyrażenie dla obliczenia składowej stałej sygnału wyjściowego.

Pokazano zastosowanie wprowadzonych wzorów do konkretnych przypadków nieliniowości oraz omówiono szersze zastosowanie wprowadzonych zależności.

### 1. Wstęp

Metoda funkcji opisującej, stosowana pierwotnie dla linearyzacji nieliniowości typu przekaźnikowego [3, 1], znalazła zastosowanie szersze, obejmując swym zasięgiem dużą część spośród realnie występujących członów nieliniowych. Metodę tę uogólnia się [5, 6, 2], badając jej przydatność do ogólnie pojętej analizy i syntezy układów automatycznej regulacji. Zastosowanie jej [1, 2] obejmuje zarówno układy autonomiczne jak i nieautomatyczne.

W literaturze [5, 6, 7] podaje się różne rodzaje funkcji opisujących i w chwili obecnej praca nad pełnym uogólnieniem tej metody nie jest jeszcze zakończona.

W tej sytuacji wskazane jest dążenie do otrzymania ogólnego wyrażenia dla funkcji opisującej, obejmującego

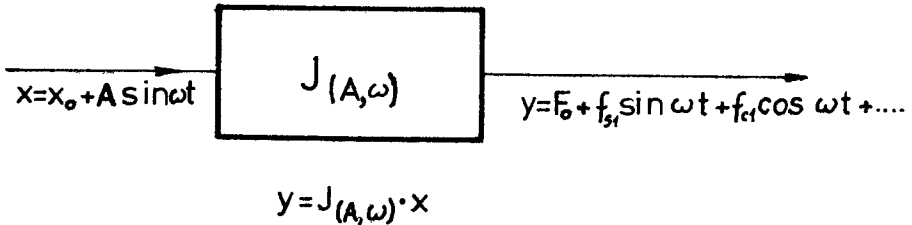
sobą możliwie szeroką klasę nieliniowości.

Pewną próbę w tym kierunku podjął Shridhar [4], gdzie analizowano nieliniowości jedno- i niejednoznaczne o symetrycznych, odcinkowo-liniowych charakterystykach statycznych.

W niniejszej pracy rozszerzono tę metodę na przypadki nieliniowości o niesymetrycznych charakterystykach statycznych, zmieniając nieco kształt charakterystyki i zachowując jej odcinkową liniowość.

Rozszerzenie to pozwoliło włączyć do przedstawionej metody [4] dużą klasę realnie występujących układów nieliniowych [8].

W dalszym ciągu przez funkcję opisującą nieliniowości rozumie się wyrażenie otrzymane w wyniku podzielenia pierwszej harmonicznej funkcji wyjściowej z elementu nieliniowego, przez sinusoidalny sygnał wejściowy na ten element /rys. 1/.



Rys. 1. Zasada linearyzacji harmonicznej.

Wyrażenie to według Popowa i Paltowa [1] ma postać:

$$J = J_1 + \frac{J_2}{\omega} p = J_1 + \frac{J_2}{\omega} \frac{\frac{d}{dt} / \sin \omega t /}{\sin \omega t} \quad (1)$$

gdzie:

$$J_1 = \frac{1}{\pi A} \int_0^{2\pi} F/x_0 + A \sin \varphi / \cdot \sin \varphi \, d\varphi$$

$$J_2 = \frac{1}{\pi A} \int_0^{2\pi} F/x_0 + A \sin\varphi \cdot \cos\varphi d\varphi$$

$$\varphi = \omega t$$

$$D = \frac{d}{dt}$$

Ponieważ w pracy tej rozpatrywać się będzie nieliniowości o niesymetrycznej charakterystyce statycznej, należy jeszcze uwzględnić składową stałą przebiegu wyjściowego, którą według wyżej wymienionych autorów [1] wyraża następująca zależność:

$$F_0 = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} F/x_0 + A \sin\varphi / d\varphi \quad (2)$$

O ile rozpatrywany jest układ automatycznej regulacji to składowa stała sygnału wyjściowego elementu nieliniowego będzie przenoszona /ze zmienionym znakiem/ przez pętlę sprzężenia zwrotnego na wejście tego elementu, dając w efekcie wspomnianą już [1] składową stałą  $X_0$  sygnału wejściowego na człon nieliniowy.

## 2. Funkcja opisująca, a równoważna charakterystyka częstotliwościowa elementu nieliniowego

Według [1] można zapisać:

$$J = J_1 + J_2 \frac{\cos\varphi}{\sin\varphi}$$

Przedstawiając funkcje trygonometryczne w postaci zespolonej oraz biorąc pod uwagę fakt, że funkcję opisującą stosuje się zwykle do badania stanu ustalonego układów regulacji / $t \rightarrow \infty$ / można równanie (1) przedsta-



wić w postaci zespolonej [2].

$$W = J_1 + iJ_2 \quad (3)$$

Wyrażenie (3) można interpretować jako równoważną charakterystykę częstotliwościową elementu nieliniowego. Współczynniki  $J_1$  oraz  $J_2$  są dla nieliniowości typu  $y = F/x$  funkcjami amplitudy, a dla nieliniowości typu  $y = F/x, \frac{dx}{dt}$  funkcjami amplitudy i częstotliwości [1].

Wzór (3) można też przedstawić w nieco innej postaci

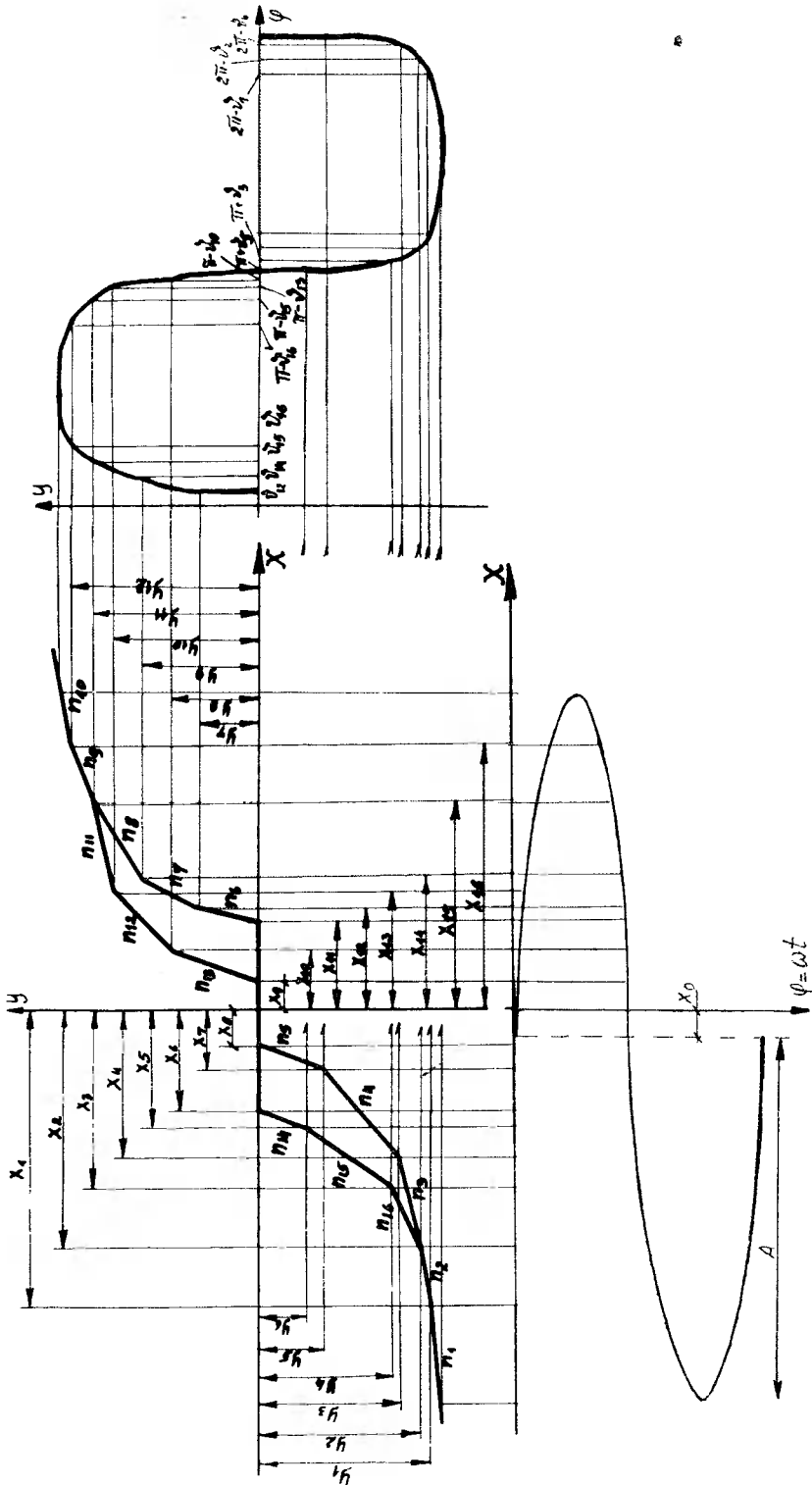
$$W = \frac{1}{\pi A} \int_0^{2\pi} \frac{F}{x_0 + A \sin \varphi} e^{-i\varphi} d\varphi \quad (4)$$

W ogólnym przypadku, część rzeczywista równoważnej charakterystyki częstotliwościowej jest według (3) równa współczynnikowi  $J_1$ , a część urojona współczynnikowi  $J_2$  funkcji opisującej rozważanego członu nieliniowego.

W dalszej części pracy podawać się będzie wartości współczynników  $J_1$  oraz  $J_2$  dla rozważanej nieliniowości obliczanych jako część rzeczywista i urojona wyrażenia (4), a także wartości składowej stałej  $F_0$  sygnału wyjściowego obliczanej według (2), przy założeniu istnienia składowej stałej  $X_0$  sygnału wejściowego na człon nieliniowy.

### 3. Ogólna postać nieliniowości o odcinkowo-liniowej charakterystyce statycznej

Proponowaną postać charakterystyki statycznej elementu nieliniowego podano na rysunku 2, gdzie zaznaczono także sinusoidalny sygnał wejściowy ze składową stałą oraz postać funkcji wyjściowej z członu nieliniowego.



Rys. 2. Przechodzenie sygnału sinusoidalnie zmiennego przez element nieliniowy o charakterystyce statycznej rozważanej w niniejszej pracy.

Kąty  $\nu_i$  przyjęto tak, by  $\nu_i < \frac{\pi}{2}$  i zdefiniowano je następująco:

$$\nu_i = \arcsin \frac{x_i - x_0}{-A} \quad i = 1, 2, \dots, 8$$

$$\nu_i = \arcsin \frac{x_i - x_0}{A} \quad i = 9, 10, \dots, 16.$$

#### 4. Postać ogólna równoważnej charakterystyki częstotliwościowej

Na podstawie (4) oraz rysunku 2 można wyrazić równoważną charakterystykę amplitudowo-fazową oznaczając przez  $n_i$  nachylenie odcinków prostoliniowych charakterystyki statycznej według rysunku 2 /tangens kąta zawartego między kierunkiem prostej, a dodatnim kierunkiem osi odciętych/.

Po obliczeniu całek i rozdzieleniu części rzeczywistej oraz urojonej będzie można obliczyć współczynniki  $J_1$ ,  $J_2$  funkcji opisującej.

Współczynniki te mają postać przedstawioną przez wzory (5) i (6):

Dla  $x_0 \leq 0$

$$\begin{aligned}
 J_1 = & \frac{n_1}{\pi A} \{ k_1 (1 - \cos v_1) + \frac{A}{4} (\sin 2v_1 - 2v_1) \} + k_1 \{ \cos v_1 + \cos v_1 \cdot \mathbb{1}_{q_1} \} + \frac{A}{4} \{ 2\pi - 2v_1 - 2v_1 \cdot \mathbb{1}_{q_1} + \sin 2v_1 + \sin 2v_1 \cdot \mathbb{1}_{q_1} \} + \frac{n_2}{\pi A} \cdot \\
 & \cdot \{ k_2 [k_2 (\cos v_2 - \cos v_2) + \frac{A}{4} (2v_2^2 - 2v_2 + \sin 2v_2 - \sin 2v_2 \cdot \mathbb{1}_{q_2})] + \mathbb{1}_{q_2} [k_2 (\cos v_2 - \cos v_2 \cdot \mathbb{1}_{q_2}) + \frac{A}{4} (2v_2^2 - 2v_2 \cdot \mathbb{1}_{q_2} + \\
 & + \sin 2v_2 \cdot \mathbb{1}_{q_2} - \sin 2v_2)] + k_2 (\cos v_2 - \cos v_2) + \frac{A}{4} (2v_2^2 - 2v_2 + \sin 2v_2 - \sin 2v_2) \} + \frac{n_3}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_3} [k_3 (\cos v_3 - \cos v_3) + \frac{A}{4} (2v_3^2 - 2v_3 + \\
 & - 2v_3 + \sin 2v_3 - \sin 2v_3 \cdot \mathbb{1}_{q_3})] + \mathbb{1}_{q_3} [k_3 (\cos v_3 - \cos v_3 \cdot \mathbb{1}_{q_3}) + \frac{A}{4} (2v_3^2 - 2v_3 \cdot \mathbb{1}_{q_3} + \sin 2v_3 \cdot \mathbb{1}_{q_3} - \sin 2v_3)] \} + \\
 & \frac{n_4}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_4} [k_4 (\cos v_4 - \cos v_4) + \frac{A}{4} (2v_4^2 - 2v_4 + \sin 2v_4 - \sin 2v_4 \cdot \mathbb{1}_{q_4})] + \mathbb{1}_{q_4} [k_4 (\cos v_4 - \cos v_4 \cdot \mathbb{1}_{q_4}) + \frac{A}{4} (2v_4^2 - 2v_4 \cdot \mathbb{1}_{q_4} + \sin 2v_4 \cdot \mathbb{1}_{q_4} - \sin 2v_4)] \} + \\
 & \frac{n_5}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_5} [k_5 (\cos v_5 - \cos v_5) + \frac{A}{4} (2v_5^2 - 2v_5 + \sin 2v_5 - \sin 2v_5 \cdot \mathbb{1}_{q_5})] + \mathbb{1}_{q_5} [k_5 (\cos v_5 - \cos v_5 \cdot \mathbb{1}_{q_5}) + \frac{A}{4} (2v_5^2 - 2v_5 \cdot \mathbb{1}_{q_5} + \sin 2v_5 \cdot \mathbb{1}_{q_5} - \sin 2v_5)] \} + \\
 & \frac{n_6}{\pi A} \{ (x_{11} - x_0) (\cos v_{11} - \cos v_{12}) + \frac{A}{4} (2v_{11}^2 - 2v_{11} + \sin 2v_{11} - \sin 2v_{12}) \} + \frac{n_7}{\pi A} \{ k_7 \cdot \\
 & \cdot (\cos v_{12} - \cos v_{14}) + \frac{A}{4} (2v_{12}^2 - 2v_{12} + \sin 2v_{12} - \sin 2v_{14}) \} + \frac{n_8}{\pi A} \{ k_8 (\cos v_{14} - \cos v_{15}) + \frac{A}{4} (2v_{15}^2 - 2v_{15} + \sin 2v_{14} + \\
 & - \sin 2v_{15}) \} + \frac{n_9}{\pi A} \{ k_9 + k_{q_1} (\cos v_{15} - \cos v_{16}) + \frac{A}{4} (2v_{16}^2 - 2v_{16} + \sin 2v_{15} - \sin 2v_{16}) \} + \frac{n_{10}}{\pi A} \{ 2k_{10} \cos v_{16} + \frac{A}{4} (\pi - 2v_{16} + \\
 & + \sin 2v_{16}) \} + C
 \end{aligned}$$

(5)

Dla  $x_0 \geq 0$

$$\begin{aligned}
 J_1 = & \frac{n_1}{\pi A} \{ 2k_1 \cos v_1 + \frac{A}{4} (2 \sin 2v_1 + 2\pi - 4v_1) \} + \frac{n_2}{\pi A} \{ (k_1 + k_{21}) (\cos v_1 - \cos v_2) + \frac{A}{4} (2v_1^2 - 2v_1 + \sin 2v_2 - \sin 2v_1) \} + \frac{n_3}{\pi A} \{ k_3 \cdot \\
 & \cdot (\cos v_2 - \cos v_4) + \frac{A}{4} (2v_2^2 - 2v_2 + \sin 2v_2 - \sin 2v_4) \} + \frac{n_4}{\pi A} \{ k_4 (\cos v_4 - \cos v_7) + \frac{A}{4} (2v_4^2 - 2v_4 + \sin 2v_7 - \sin 2v_4) \} + \frac{n_5}{\pi A} \{ k_5 (\cos v_7 + \\
 & - \cos v_9) + \frac{A}{4} (2v_7^2 - 2v_7 + \sin 2v_9 - \sin 2v_7) \} + \frac{n_6}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{12} [(x_{11} - x_0) (\cos v_{11} - \cos v_{12}) + \frac{A}{4} (2v_{11}^2 - 2v_{11} \cdot \mathbb{1}_{q_1} + \sin 2v_{11} \cdot \mathbb{1}_{q_1} - \sin 2v_{12})] \\
 & + \mathbb{1}_{q_1} [(x_{11} - x_0) (\cos v_{11} - \cos v_{12} \cdot \mathbb{1}_{q_1}) + \frac{A}{4} (2v_{12}^2 - 2v_{12} \cdot \mathbb{1}_{q_1} + \sin 2v_{11} - \sin 2v_{12} \cdot \mathbb{1}_{q_1})] \} + \frac{n_7}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_2} [k_7 (\cos v_{12} - \cos v_{14}) + \frac{A}{4} (2v_{14}^2 - 2v_{14} \cdot \mathbb{1}_{q_2} + \\
 & + \sin 2v_{12} \cdot \mathbb{1}_{q_2} - \sin 2v_{14})] + \mathbb{1}_{q_2} [k_7 (\cos v_{12} - \cos v_{14} \cdot \mathbb{1}_{q_2}) + \frac{A}{4} (2v_{14}^2 - 2v_{14} \cdot \mathbb{1}_{q_2} + \sin 2v_{12} \cdot \mathbb{1}_{q_2} - \sin 2v_{14})] \} + \frac{n_8}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_3} [k_8 (\cos v_{14} \\
 & \cdot \cos v_{15}) + \frac{A}{4} (2v_{15}^2 - 2v_{15} \cdot \mathbb{1}_{q_3} + \sin 2v_{14} \cdot \mathbb{1}_{q_3} - \sin 2v_{15})] + \mathbb{1}_{q_3} [k_8 (\cos v_{14} - \cos v_{15} \cdot \mathbb{1}_{q_3}) + \frac{A}{4} (2v_{15}^2 - 2v_{15} \cdot \mathbb{1}_{q_3} + \sin 2v_{14} + \\
 & - \sin 2v_{15} \cdot \mathbb{1}_{q_3})] \} + \frac{n_9}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_4} [k_9 (\cos v_{15} - \cos v_{16}) + \frac{A}{4} (2v_{16}^2 - 2v_{16} + \sin 2v_{15} - \sin 2v_{16})] + \mathbb{1}_{q_4} [k_9 (\cos v_{15} - \cos v_{16} \cdot \\
 & \cdot \mathbb{1}_{q_4}) + \frac{A}{4} (2v_{16}^2 - 2v_{16} \cdot \mathbb{1}_{q_4} + \sin 2v_{15} - \sin 2v_{16} \cdot \mathbb{1}_{q_4})] + k_{q_1} (\cos v_{15} - \cos v_{16}) + \frac{A}{4} (2v_{16}^2 - 2v_{16} + \sin 2v_{15} - \sin 2v_{16}) \} + \frac{n_{10}}{\pi A} \{ k_{10} \cdot \\
 & \cdot (\cos v_{16} + \cos v_{16} \cdot \mathbb{1}_{q_5}) + \frac{A}{4} (2\pi - 2v_{16} - 2v_{16} \cdot \mathbb{1}_{q_5} + \sin 2v_{16} + \sin 2v_{16} \cdot \mathbb{1}_{q_5}) + \mathbb{1}_{q_5} [k_{10} (\cos v_{16} - 1) + \frac{A}{4} (\sin 2v_{16} - 2v_{16})] \} + C
 \end{aligned}$$

C określono poniżej wzoru (8)

Dla  $x_0 \geq 0$ ,

$$\begin{aligned}
 J_2 = & \frac{n_2}{\pi A} (k_2 - k_{21}) (\sin \nu_2 - \sin \nu_1) + \frac{n_3}{\pi A} [k_3 (\sin \nu_2 - \sin \nu_4) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_4 - \cos 2\nu_2)] + \frac{n_4}{\pi A} [k_4 (\sin \nu_4 + \\
 & - \sin \nu_2) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_2 - \cos 2\nu_4)] + \frac{n_5}{\pi A} [k_5 (\sin \nu_7 - \sin \nu_8) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_8 - \cos 2\nu_7)] + \frac{n_6}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_1} [-\alpha_{11} x_0 \cdot \\
 & \cdot (\sin \nu_{12} \mathbb{1}_{q_2} - \sin \nu_{11}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{12} \mathbb{1}_{q_2} - \cos 2\nu_{11})] + \mathbb{1}_{q_2} [-\alpha_{11} x_0 (\sin \nu_{12} - \sin \nu_{11}) \mathbb{1}_{q_2} - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{12} - \cos 2\nu_{11}) \mathbb{1}_{q_2}] \} \\
 & + \frac{n_7}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_3} [k_7 (\sin \nu_{14} - \sin \nu_{12} \mathbb{1}_{q_2}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{14} - \cos 2\nu_{12} \mathbb{1}_{q_2})] + \mathbb{1}_{q_4} [k_7 (\sin \nu_{14} \mathbb{1}_{q_3} - \sin \nu_{12}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{14} \cdot \\
 & \cdot \mathbb{1}_{q_4} - \cos 2\nu_{12})] \} + \frac{n_8}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_5} [k_8 (\sin \nu_{15} - \sin \nu_{14} \mathbb{1}_{q_3}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{15} - \cos 2\nu_{14} \mathbb{1}_{q_3})] + \mathbb{1}_{q_6} [k_8 (\sin \nu_{15} \mathbb{1}_{q_5} - \sin \nu_{14}) \\
 & - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{15} - \cos 2\nu_{14} \mathbb{1}_{q_6})] \} + \frac{n_9}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_7} [k_9 (\sin \nu_{16} - \sin \nu_{15} \mathbb{1}_{q_5}) + \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{15} - \cos 2\nu_{16} \cdot \mathbb{1}_{q_6})] + k_{q_1} (\sin \nu_{15} - \sin \nu_{16}) + \\
 & - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{15} - \cos 2\nu_{16}) \} + \frac{n_{10}}{\pi A} \{ k_{10} (\sin \nu_{16} - \sin \nu_{16} \mathbb{1}_{q_7}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{16} - \cos 2\nu_{16} \mathbb{1}_{q_7}) + \mathbb{1}_{q_6} [k_{10} \sin \nu_{16} + \\
 & - \frac{A}{4} (1 - \cos 2\nu_{16})] \} + D
 \end{aligned}$$

(6)

Dla  $x_0 \leq 0$ ,

$$\begin{aligned}
 J_2 = & \frac{n_1}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_1} [k_1 \sin \nu_1 - \frac{A}{4} (1 - \cos 2\nu_1)] + k_1 (\sin \nu_1 - \sin \nu_1 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_1 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_1) \} + \frac{n_2}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{210} [k_{21} (\sin \nu_2 + \\
 & - \sin \nu_1 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_1 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_2)] + \mathbb{1}_{q_1} [k_{21} (\sin \nu_2 - \sin \nu_1 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_1 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_2)] \} + k_2 (\sin \nu_2 + \\
 & - \sin \nu_1) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_2 - \cos 2\nu_1) \} + \frac{n_3}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{410} [k_3 (\sin \nu_3 - \sin \nu_2 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_2 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_3)] + \mathbb{1}_{q_2} [k_3 \cdot \\
 & (\sin \nu_3 - \sin \nu_2 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_2 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_3)] \} + \frac{n_4}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{110} [k_4 (\sin \nu_4 - \sin \nu_3 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_3 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_4)] + \mathbb{1}_{q_3} \cdot \\
 & \cdot [k_4 (\sin \nu_4 - \sin \nu_3 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_3 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_4)] \} + \frac{n_5}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_4} [k_5 (\sin \nu_5 - \sin \nu_4 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_4 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_5)] + \mathbb{1}_{q_4} \cdot \\
 & \cdot [k_5 (\sin \nu_5 - \sin \nu_4 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_4 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_5)] \} + \frac{n_6}{\pi A} \{ \mathbb{1}_{q_5} [k_6 (\sin \nu_6 - \sin \nu_5 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_5 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_6)] + \\
 & + \mathbb{1}_{q_7} [k_6 (\sin \nu_6 - \sin \nu_5 \mathbb{1}_{q_1}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_5 \mathbb{1}_{q_1} - \cos 2\nu_6)] \} + \frac{n_6}{\pi A} [-\alpha_{11} x_0 (\sin \nu_{12} - \sin \nu_{11}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{12} + \\
 & - \cos 2\nu_{11})] + \frac{n_7}{\pi A} [k_7 (\sin \nu_{14} - \sin \nu_{12}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{14} - \cos 2\nu_{12})] + \frac{n_8}{\pi A} [k_8 (\sin \nu_{15} - \sin \nu_{14}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{15} - \cos 2\nu_{14})] \\
 & + \frac{n_9}{\pi A} (k_9 - k_{q_1}) (\sin \nu_{16} - \sin \nu_{15}) + D
 \end{aligned}$$

gdzie:

$$\begin{aligned}
 D = & \frac{n_{11}}{\pi A} [k_{11} (\sin \nu_{13} - \sin \nu_{13}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{13} - \cos 2\nu_{13})] + \frac{n_{12}}{\pi A} [k_{12} (\sin \nu_{10} - \sin \nu_{13}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_{10} - \cos 2\nu_{13})] \\
 & + \frac{n_{13}}{\pi A} [k_{13} (\sin \nu_9 - \sin \nu_{10}) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_9 - \cos 2\nu_{10})] + \frac{n_{14}}{\pi A} [-\alpha_{11} x_0 (\sin \nu_6 - \sin \nu_5) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_5 - \cos 2\nu_6)] + \\
 & + \frac{n_{15}}{\pi A} [k_{15} (\sin \nu_5 - \sin \nu_5) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_5 - \cos 2\nu_5)] + \frac{n_{16}}{\pi A} [k_{16} (\sin \nu_3 - \sin \nu_2) - \frac{A}{4} (\cos 2\nu_2 - \cos 2\nu_3)]
 \end{aligned}$$

Współczynniki  $k_i$  występujące we wzorach (5) i (6) zdefiniowano poniżej:

$$\begin{aligned}
 k_1 &= \frac{y_1}{n_1} - (X_1 - X_0) & k_{10} &= \frac{y_{12}}{n_{10}} - (X_{16} - X_0) \\
 k_2 &= \frac{y_2}{n_2} - (X_2 - X_0) & k_{11} &= \frac{y_{11}}{n_{11}} - (X_{15} - X_0) \\
 k_3 &= \frac{y_2}{n_3} - (X_2 - X_1) & k_{12} &= \frac{y_{10}}{n_{12}} - (X_{13} - X_0) \\
 k_4 &= \frac{y_3}{n_4} - (X_4 - X_0) & k_{13} &= \frac{y_8}{n_{13}} - (X_{10} - X_0) \\
 k_5 &= \frac{y_5}{n_5} - (X_7 - X_0) & k_{15} &= \frac{y_6}{n_{15}} - (X_5 - X_0) \\
 k_7 &= \frac{y_7}{n_7} - (X_{12} - X_0) & k_{16} &= \frac{y_4}{n_{16}} - (X_3 - X_0) \\
 k_8 &= \frac{y_9}{n_9} - (X_{14} - X_0) & k_{21} &= \frac{y_1}{n_2} - (X_1 - X_0) \\
 k_9 &= \frac{y_{11}}{n_9} - (X_{15} - X_0) & k_{91} &= \frac{y_{12}}{n_9} - (X_{16} - X_0)
 \end{aligned} \tag{7}$$

Składowa stała, po zastosowaniu (2), ma postać wg (8) /występuje tylko dla nieliniowości niesymetrycznych lub dla nieliniowości symetrycznych poddanych działaniu niesymetrycznego wymuszenia/.

Dla  $x_0 > 0$

$$\begin{aligned}
 F_0 = & \frac{n_1}{2\pi} [k_1(\frac{\pi}{2} - \nu_1) - A \cos \nu_1] + \frac{n_2}{2\pi} [k_2(\nu_2 - \nu_1) - A(\cos \nu_2 - \cos \nu_1)] + \frac{n_3}{2\pi} [k_3(\nu_3 - \nu_2) - A(\cos \nu_3 - \cos \nu_2)] + \frac{n_4}{2\pi} [k_4(\nu_4 - \nu_3) - A(\cos \nu_4 - \\
 & - \cos \nu_3)] + \frac{n_5}{2\pi} [k_5(\nu_5 - \nu_4) - A(\cos \nu_5 - \cos \nu_4)] + \frac{n_6}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_6} [-(x_1 + x_0)(\nu_5 - \nu_4) \mathbb{1}_{\nu_6}] - A(\cos \nu_5 - \cos \nu_4) \} + \mathbb{1}_{\nu_6} [-(x_1 + x_0)(\nu_5 - \\
 & \cdot \nu_4 - \nu_4) - A(\cos \nu_5 - \cos \nu_4)] + \frac{n_7}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_7} [k_7(\nu_7 - \nu_4) \mathbb{1}_{\nu_7}] - A(\cos \nu_7 - \cos \nu_4) \} + \mathbb{1}_{\nu_7} [k_7(\nu_7 - \nu_4) - A(\cos \nu_7 - \\
 & \cdot \nu_4 - \cos \nu_4)] + \frac{n_8}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_8} [k_8(\nu_8 - \nu_4) \mathbb{1}_{\nu_8}] - A(\cos \nu_8 - \cos \nu_4) \} + \mathbb{1}_{\nu_8} [k_8(\nu_8 - \nu_4) - A(\cos \nu_8 - \cos \nu_4)] + \frac{n_9}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_9} [ \\
 & \cdot [k_9(\nu_9 - \nu_5) \mathbb{1}_{\nu_9}] - A(\cos \nu_9 - \cos \nu_5) \} + \mathbb{1}_{\nu_9} [k_9(\nu_9 - \nu_5) - A(\cos \nu_9 - \cos \nu_5)] + k_{10}(\nu_{10} - \nu_5) - A(\cos \nu_{10} - \cos \nu_5) + \\
 & + \frac{n_{10}}{2\pi} \{ k_{10}(\nu_{10} - \nu_5) \mathbb{1}_{\nu_{10}} + A(\cos \nu_{10} + \cos \nu_5) \mathbb{1}_{\nu_{10}} + \mathbb{1}_{\nu_{10}} [-k_{10} \nu_{10} - A(\nu_{10} - \cos \nu_{10})] \} + E
 \end{aligned}$$

Dla  $x_0 \leq 0$

(8)

$$\begin{aligned}
 F_0 = & \frac{n_1}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_1} [k_1 \nu_1 - A(\nu_{10} - \cos \nu_1)] + k_1(\pi - \nu_1) \mathbb{1}_{\nu_1} \} - A(\cos \nu_1 - \cos \nu_{10}) + \frac{n_2}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_2} [k_2(\nu_2 - \nu_1) \mathbb{1}_{\nu_2}] - A(\cos \nu_2 - \cos \nu_1) \} + \mathbb{1}_{\nu_2} \cdot \\
 & \cdot [k_2(\nu_2 - \nu_1) \mathbb{1}_{\nu_2}] - A(\cos \nu_2 - \cos \nu_1) + k_2(\nu_2 - \nu_1) - A(\cos \nu_2 - \cos \nu_1) + \frac{n_3}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_3} [k_3(\nu_3 - \nu_2) \mathbb{1}_{\nu_3}] - A(\cos \nu_3 - \cos \nu_2) \} + \\
 & + \mathbb{1}_{\nu_3} [k_3(\nu_3 - \nu_2) \mathbb{1}_{\nu_3}] - A(\cos \nu_3 - \cos \nu_2) + \frac{n_4}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_4} [k_4(\nu_4 - \nu_2) \mathbb{1}_{\nu_4}] - A(\cos \nu_4 - \cos \nu_2) \} + \mathbb{1}_{\nu_4} [k_4(\nu_4 - \nu_2) \mathbb{1}_{\nu_4}] - A(\cos \nu_4 - \\
 & \cdot \nu_2 - \cos \nu_2) + \frac{n_5}{2\pi} \{ \mathbb{1}_{\nu_5} [k_5(\nu_5 - \nu_2) \mathbb{1}_{\nu_5}] - A(\cos \nu_5 - \cos \nu_2) \} + \mathbb{1}_{\nu_5} [k_5(\nu_5 - \nu_2) \mathbb{1}_{\nu_5}] - A(\cos \nu_5 - \cos \nu_2) + \frac{n_6}{2\pi} [-(x_1 + \\
 & - x_0)(\nu_{12} - \nu_{11}) - A(\cos \nu_{12} - \cos \nu_{11})] + \frac{n_7}{2\pi} [k_7(\nu_7 - \nu_{12}) - A(\cos \nu_7 - \cos \nu_{12})] + \frac{n_8}{2\pi} [k_8(\nu_8 - \nu_{11}) - A(\cos \nu_8 - \cos \nu_{11})] + \frac{n_9}{2\pi} \cdot \\
 & \cdot [k_9(\nu_9 - \nu_{15}) - A(\cos \nu_9 - \cos \nu_{15})] + \frac{n_{10}}{2\pi} [k_{10}(\frac{\pi}{2} - \nu_{16}) + A \cos \nu_{16}] + E
 \end{aligned}$$

gdzie:

$$\begin{aligned}
 E = & \frac{n_{11}}{2\pi} [k_{11}(\nu_{15} - \nu_{13}) - A(\cos \nu_{15} - \cos \nu_{13})] + \frac{n_{12}}{2\pi} [k_{12}(\nu_{13} - \nu_{10}) - A(\cos \nu_{13} - \cos \nu_{10})] + \frac{n_{13}}{2\pi} [k_{13}(\nu_{10} - \nu_4) - A(\cos \nu_{10} - \cos \nu_4)] + \frac{n_{14}}{2\pi} \cdot \\
 & \cdot [-(x_0 + x_1)(\nu_5 - \nu_6) - A(\cos \nu_5 - \cos \nu_6)] + \frac{n_{15}}{2\pi} [k_{15}(\nu_3 - \nu_5) - A(\cos \nu_3 - \cos \nu_5)] + \frac{n_{16}}{2\pi} [k_{16}(\nu_2 - \nu_3) - A(\cos \nu_3 - \cos \nu_2)]
 \end{aligned}$$

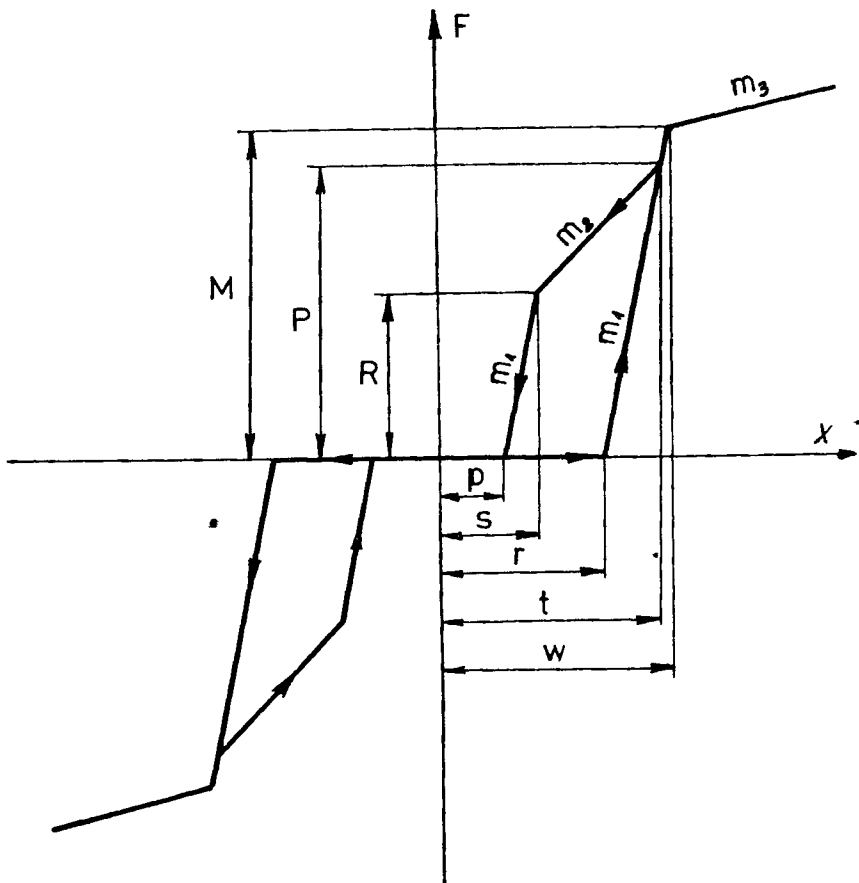
$$\begin{aligned}
 G = & \frac{n_{11}}{\pi A} [k_{11}(\cos \nu_{15} - \cos \nu_{13}) + \frac{A}{4}(2\nu_{15}^2 - 2\nu_{13}^2 + \sin 2\nu_{15} - \sin 2\nu_{13})] + \frac{n_{12}}{\pi A} [k_{12}(\cos \nu_{13} - \cos \nu_{10}) + \frac{A}{4}(2\nu_{13}^2 - 2\nu_{10}^2 + \sin 2\nu_{13} - \sin 2\nu_{10})] + \\
 & + \frac{n_{13}}{\pi A} [k_{13}(\cos \nu_4 - \cos \nu_{10}) + \frac{A}{4}(2\nu_{10}^2 - 2\nu_4^2 + \sin 2\nu_{10} - \sin 2\nu_4)] + \frac{n_{14}}{\pi A} [-(x_0 + x_1)(\cos \nu_5 - \cos \nu_6) + \frac{A}{4}(2\nu_5^2 - 2\nu_6^2 + \\
 & + \sin 2\nu_5 - \sin 2\nu_6)] + \frac{n_{15}}{\pi A} [k_{15}(\cos \nu_3 - \cos \nu_5) + \frac{A}{4}(2\nu_3^2 - 2\nu_5^2 + \sin 2\nu_3 - \sin 2\nu_5)] + \frac{n_{16}}{\pi A} [k_{16} \cdot \\
 & \cdot (\cos \nu_2 - \cos \nu_3) + \frac{A}{4}(2\nu_2^2 - 2\nu_3^2 + \sin 2\nu_2 - \sin 2\nu_3)]
 \end{aligned}$$

## 4. Zastosowanie

Przy pomocy wyrażeń (5) i (6) otrzymano wartości  $J_1$  oraz  $J_2$  dla funkcji nieliniowej opisanej w [4].

Tym samym możliwe jest przedstawienie wszystkich 24 przypadków symetrycznych nieliniowości podanych w pracy E. Shridhara [4].

Aby otrzymać funkcję opisującą dla nieliniowości według [4], pokazanej na rysunku 3, należało dokonać w (5)



Rys. 3. Charakterystyka statyczna elementu nieliniowego według E. Shridhara [4].

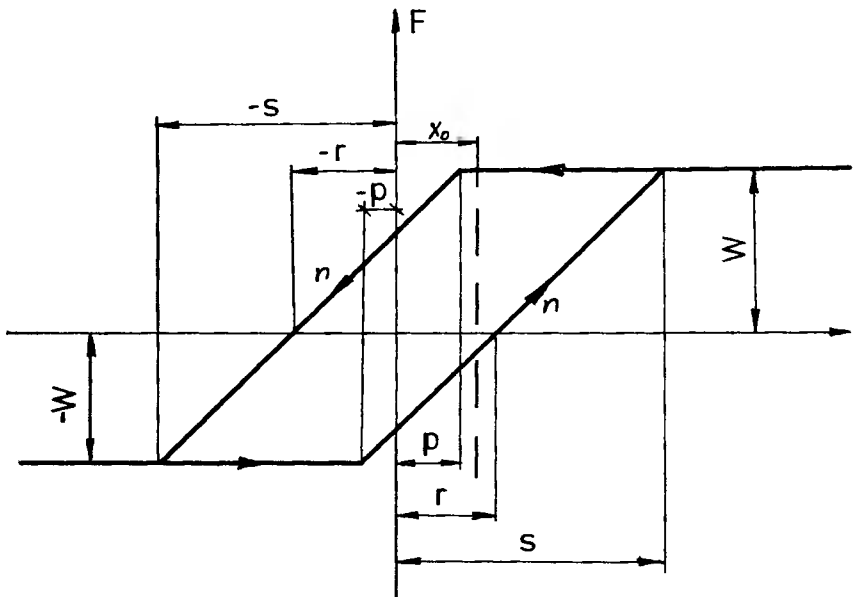
i (6) następujących podstawień:



$$\begin{aligned}
 n_2 &= n_4 = n_5 = n_6 = n_7 = n_8 = n_9 = n_{12} = n_{13} = n_{14} = \\
 &= n_{15} = n_{16} = m_1 ; \\
 n_3 &= n_{11} = m_2 ; & n_1 &= n_{10} = m_3 ; \\
 x_9 &= p; \quad x_8 = -p; \quad x_{11} = r; \quad x_6 = -r; \quad x_{10} = x_{13} = s; \\
 x_7 &= x_4 = -s; \quad x_{12} = x_{14} = x_{15} = t; \quad x_5 = x_3 = x_2 = -t; \\
 x_{16} &= w; \quad x_1 = -w; \\
 y_7 &= y_9 = y_{11} = P; \quad y_6 = y_4 = y_2 = -P; \quad y_8 = y_{10} = R; \\
 y_5 &= y_3 = -R; \quad y_{12} = M; \quad y_1 = -M.
 \end{aligned}$$

Proponowana w tej pracy ogólna postać funkcji opisującej umożliwia ponadto obliczenie współczynników  $J_1$ ,  $J_2$ ,  $F_0$  dla nieliniowości niesymetrycznych.

Jako przykład zastosowania wzorów (5), (6) i (8) do takiej charakterystyki będzie obliczona funkcja opisująca i składowa stała dla charakterystyki przekaźnikowej z histerezą pokazanej na rysunku 4.



Rys. 4. Charakterystyka statyczna elementu przekaźnikowego z pętlą histerezy.

W celu zastosowania (5), (6) i (8) należy dokonać następujących podstawień:

$$x_1 = x_2 = \text{"-s"} ; \quad n_1 = n_2 = n_3 = n_9 = n_{10} = n_{11} = 0 ;$$

$$x_3 = x_5 = x_6 = x_9 = x_{10} = \text{"-r"} ; \text{ pozostałe wartości } n_i = \text{"n"} ;$$

$$x_4 = \text{"-p"} ; \quad y_{10} = y_{11} = y_{12} = \text{"W"} ;$$

$$x_7 = x_8 = x_{11} = x_{12} = x_{14} = \text{"r"} ;$$

$$x_{13} = \text{"p"} ; \quad y_1 = y_2 = y_3 = \text{"-W"} ;$$

$$x_{15} = x_{16} = \text{"s"} ; \text{ pozostałe wartości } y_i = 0 ;$$

Ostateczne wyrażenia (5), (6) i (8) dla tego przypadku nieliniowości mają postać (9) przy założeniu, że składowa stała sygnału wejściowego  $p < x_0 < r$  oraz  $A - x_0 > s$ .

$$\begin{aligned} J_1 = & \frac{W}{\pi A} \left[ \sqrt{1 - \frac{(s+x_0)^2}{A^2}} + \sqrt{1 - \frac{(p+x_0)^2}{A^2}} + \sqrt{1 - \frac{(s-x_0)^2}{A^2}} + \sqrt{1 - \frac{(p-x_0)^2}{A^2}} \right] + \\ & + \frac{n}{\pi A} \left\{ (x_0+r) \left[ \sqrt{1 - \frac{(s+x_0)^2}{A^2}} - \sqrt{1 - \frac{(p-x_0)^2}{A^2}} \right] - (x_0-r) \left[ \sqrt{1 - \frac{(s-x_0)^2}{A^2}} - \sqrt{1 - \frac{(p+x_0)^2}{A^2}} \right] \right\} + \\ & + \frac{n}{2\pi} \left[ \arcsin \left( \frac{p+x_0}{A} \right) - \frac{p+x_0}{A} \sqrt{1 - \frac{(p+x_0)^2}{A^2}} + \arcsin \left( \frac{s-x_0}{A} \right) - \frac{s-x_0}{A} \sqrt{1 - \frac{(s-x_0)^2}{A^2}} + \right. \\ & \left. + \arcsin \left( \frac{p-x_0}{A} \right) - \frac{p-x_0}{A} \sqrt{1 - \frac{(p-x_0)^2}{A^2}} + \arcsin \left( \frac{s+x_0}{A} \right) - \frac{s+x_0}{A} \sqrt{1 - \frac{(s+x_0)^2}{A^2}} \right] \end{aligned}$$

$$J_2 = - \frac{4rW}{\pi A^2} \quad (9)$$

$$\begin{aligned} F_0 = & \frac{W}{2\pi} \left[ \arcsin \left( \frac{s+x_0}{A} \right) + \arcsin \left( \frac{p+x_0}{A} \right) - \arcsin \left( \frac{s-x_0}{A} \right) - \arcsin \left( \frac{p-x_0}{A} \right) \right] \\ & + \frac{n}{2\pi} \left\{ (r+x_0) \left[ \arcsin \left( \frac{p-x_0}{A} \right) + \arcsin \left( \frac{s+x_0}{A} \right) \right] + (x_0-r) \left[ \arcsin \left( \frac{p+x_0}{A} \right) + \arcsin \left( \frac{s-x_0}{A} \right) \right] \right\} \\ & - \frac{nA}{2\pi} \left[ \sqrt{1 - \frac{(s-x_0)^2}{A^2}} - \sqrt{1 - \frac{(p+x_0)^2}{A^2}} + \sqrt{1 - \frac{(p-x_0)^2}{A^2}} \sqrt{1 - \frac{(s+x_0)^2}{A^2}} \right] \end{aligned}$$

Wyrażenia te są zgodne z wynikami uzyskanymi na innej drodze w pracy [1] str. 352.

## 5. Zakończenie

Przedstawiona w pracy metoda umożliwia obliczenie funkcji opisującej oraz składowej stałej dla dużej klasy nieliniowości o odcinkowo liniowej charakterystyce statycznej. Charakterystyki te mogą być symetryczne lub niesymetryczne, jak również mogą być poddane wymuszeniu sinusoidalnemu symetrycznemu lub niesymetrycznemu, co stanowi istotną różnicę w porównaniu z pracą E. Shridhara [4].

Podstawowym zastosowaniem przedstawionej propozycji jest możliwość wyrażenia wzorów 5, 6 i 8 jako procedur w programie dla maszyny cyfrowej, przeznaczonym do analizy lub syntezy nieliniowych układów automatycznej regulacji, a głównie do badania stabilności tych układów z wykorzystaniem funkcji opisującej.

Zastosowanie wzorów (5), (6) i (8) w opracowanym przez autora programie dla EMC, pozwala uzyskać wykresy funkcji opisujących w funkcji określonych parametrów dla bardzo szerokiej klasy nieliniowości.

Należy zaznaczyć, że funkcja opisująca w tym przypadku może być wyrażona przez rodzinę krzywych, której parametram mogą być np. współczynnik niesymetrii charakterystyki statycznej lub stosunki odcinków określających daną charakterystykę do pewnego wymiaru przyjętego za podstawowy.

## Literatura

1. Popow E.P., Paltow J.P.: Przybliżone Metody Badań Nieliniowych Układów Automatyecznych. WNT Warszawa, 1964.
2. Gibson J.E.: Nieliniowe Układy Sterowania Automatyecznego. WNT Warszawa, 1968.
3. Gille J.C., Pelegrin M.J., Decaulne P.: Serwomechanizmy. PWT Warszawa, 1961.
4. Shridhar E.: A General Method for Describing Functions for a Certain Class of Nonlinearities. JRE Transa - ction on Automatic Control, vol AC-5, 1960, pp 135-141.
5. Kletler K.: An Extension of the Conventional Concept of the Describing Function. Proceeding Symposium on Noulinear Circuit Analisie. Brooklyn Polytechnic Institute, 1956.
6. Gibson J.E., Parasanna-Kumar K.S.: A New RMS Descri - bing Function for Sinle-valued Nonlinearites. Pro - ceeding JRE vol. 49, 1961, p. 1321.
7. West J.C., Douce J.L., Livesley R.K.: The Dual-input Describing Function and Its Use in the Analysis on Nonlinear Feedback Systems, Proceeding IRE, vol 103, past B, 1956 pp 463-474.
8. Golik A.: Analiza Cyklu Granicznego Przetwornika Cyf - rowo-analogowego z Komparatorem. Praca magisterska wykonana w Instytucie Technologii i Eksploatacji Maszyn ATR w Bydgoszczy, 1975.

BROAD EXPRESSION OF THE DESCRIBING FUNCTION FOR ELEMENTS  
WITH THE STATIC CHARACTERISTIC WITH THE LINEAR SEGMENTS

## Summary

The paper shows broad expressions to define the conventional describing function for the nonlinear element with the static unsymmetrical equivocal characteristic with linear segments. There are shown applications of the derivate formulas to the nonlinearity cases and treatment of the extensive application of the derivate dependences.

ОБЩАЯ ФОРМА ГАРМОНИЧЕСКОЙ ЛИНЕАРИЗАЦИИ ДЛЯ ЭЛЕМЕНТОВ  
С КУСОЧНО-ЛИНЕЙНЫМИ СТАТИЧНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

## Резюме

В работе представлены общие выражения для определения гармонической линеаризации нелинейности с кусочно-линейными статическими характеристиками. Рассмотрены нелинейности с симметрической и несимметрической статическими характеристиками. Для последних дано общее выражение для подсчета постоянной составляющей выходного сигнала.

Показано применение выведенных формул для конкретных случаев нелинейности, а также рассмотрено более широкое применение выведенных зависимостей.

Hubert Latoś

GRUBOŚĆ I PRZEKRÓJ WARSTWY SKRAWANEJ PRZY TOCZENIU  
PROMIENIOWYM POWIERZCHNI KSZTAŁTOWYCH HIPERBOLOIDALNYCH  
NOŻAMI O PROSTOLINIOWYCH KRAWĘDZIACH

Praca niniejsza jest częścią kompleksowych badań, prowadzonych przez Autora w Akademii Techniczno - Rolniczej w Bydgoszczy [3 - 9].

W pracy omówiono zmiany grubości oraz przekroju warstwy skrawanej podczas toczenia promieniowego powie - rzechni kształtowych hiperboloidalnych nożami o prostoliniowych krawędziach. Z analizy Autora wynika, że zarówno grubość jak i przekrój warstwy skrawanej zmieniają się w sposób ciągły w czasie skrawania.

W końcowej części pracy wyprowadzono wzory określające chwilową grubość i chwilowy przekrój warstwy skrawanej w czasie omawianego przypadku toczenia.

## 1. Wstęp

Powierzchnią hiperboloidy obrotowej jednopowłokowej można z określonym błędem zastępować niektóre powierzchnie obrotowe o kierownicy osiowej w postaci części ku - ku koła [3].

Noże kształtowe promieniowe o prostoliniowych krawędziach skrawających służące do wykonywania powierzchni w postaci hiperboloidy obrotowej jednopowłokowej posiadają krawędzie skrawające usytuowane wchrowato w stosunku do osi przedmiotu obrabianego.

Zaletą tych noży jest to, że krawędź skrawająca jest prostoliniowa, a powierzchnie ostrza zarówno natarcia,

jak i przyłożenia są płaszczyznami, a więc tworami geometrycznymi łatwymi do kształtowania. Szczególnie istotne jest to przy stosowaniu na skrawające ostrza materiałów trudnoobrabialnych, jak na przykład: węglików spiekanych.

W czasie toczenia promieniowego nożami **kształtowymi** o prostoliniowych krawędziach skrawających występuje ciągła zmiana grubości oraz przekroju warstwy skrawanej. Ponieważ obciążenie mechaniczne klina ostrza w czasie skrawania zależne jest od przekroju warstwy skrawanej, a głównie od jej grubości [10], wystąpiła potrzeba opracowania zależności pomiędzy usytuowaniem prostoliniowej krawędzi skrawającej i parametrami skrawania, a elementami geometrycznymi warstwy skrawanej.

## 2. Grubość warstwy skrawanej

Przy toczeniu powierzchni o kształcie hiperboloidy obrotowej jednopowłokowej nożami o prostoliniowych krawędziach stosuje się posuw promieniowy. Przy tego rodzaju obróbce ulega zmianie odległość prostoliniowej krawędzi skrawającej od osi obrotu przedmiotu obrabianego. Zmiana odległości krawędzi skrawającej od osi obrotu przedmiotu obrabianego powoduje ciągłą zmianę, nie tylko średnicy powierzchni działania narzędzia, ale także ciągłą zmianę kierownicy osiowej powierzchni działania. Powierzchnia działania pokrywa się z powierzchnią skrawania.

Warstwę skrawaną można określić w różnych przekrojach. Najczęściej warstwę skrawaną charakteryzuje się w przekroju prostopadłym do wektora szybkości skrawania i przechodzącym przez wierzchołek ostrza. Przekrój ten nazywa się przekrojem charakterystycznym warstwy skrawanej [1].

Rozpatrywane noże z prostoliniową krawędzią





jącej w momencie rozpoczęcia skrawania,  $K_{II}$  - momencie zakończenia, a  $K_j$  - krawędź skrawającą w rozpatrywanym momencie - j.

Przez grubość warstwy skrawanej - a, przy toczeniu rozumiemy odległość pomiędzy dwiema kolejnymi powierzchniami skrawania, przy czym odległość tę mierzymy w kierunku normalnym do poprzedniej powierzchni skrawania [1].

Zgodnie z ogólną definicją, grubość warstwy skrawanej w przekroju charakterystycznym, równa się:

$$a = p \cdot \sin \alpha \quad (1)$$

gdzie: p - posuw /mm/obr/,

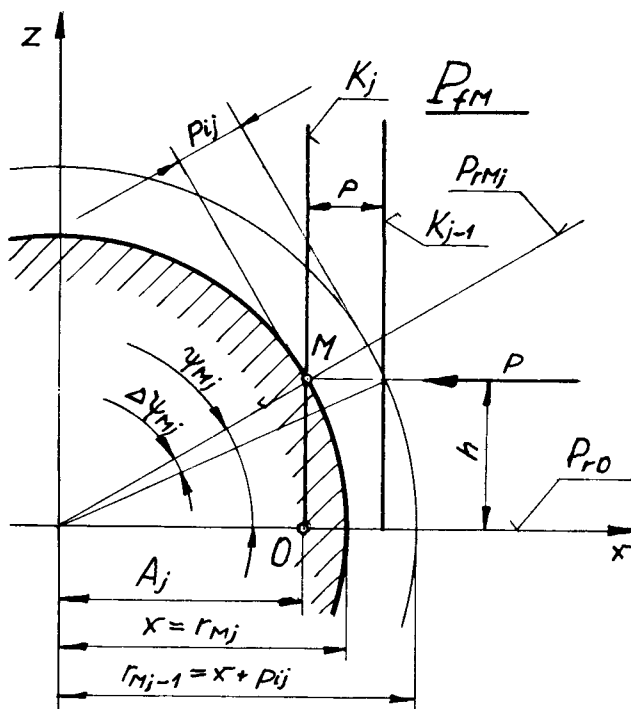
$\alpha$  - kąt przystawienia [2].

Kierownica osiowa powierzchni skrawania jest krzywoliniowa, ulega więc zmianie wzdłuż krawędzi skrawającej kąt  $\alpha$ , który w dowolnym punkcie zarysu osiowego powierzchni skrawania przyjmuje wartość -  $\alpha_i$ . Z powodu zmian w czasie skrawania kształtu kierownicy powierzchni działania narzędzia, spowodowanej zmianą odległości krawędzi skrawającej od osi przedmiotu obrabianego, wartość kąta  $\alpha_i$  zależy także od rozpatrywanego momentu skrawania - j. Oznaczmy więc ostatecznie kąt przystawienia -  $\alpha_{ij}$ .

Wektor posuwu dla dowolnego punktu M krawędzi skrawającej, różnego od punktu O, nie leży w płaszczyźnie podstawowej -  $P_{RMj}$  /rys. 2/. Rzeczywiste przesunięcie powierzchni skrawania w płaszczyźnie  $P_{fM}$ , odpowiadające posuwowi - p dowolnego punktu M od momentu j-1 do wykonania pełnego obrotu przedmiotu obrabianego, czyli momentu j, oznaczmy -  $p_{ij}$ .

Uwzględniając położenie dowolnego punktu M krawędzi skrawającej oraz określony moment skrawania, grubość

warstwy skrawanej -  $a_{ij}$ , wyrazi się zależnością:



Rys. 2. Szkic pomocniczy do wyznaczenia wartości posuwu  $p_{ij}$  w określonym punkcie krawędzi skrawającej  $i^{ij}$  określonym momencie skrawania.

$$a_{ij} = p_{ij} \cdot \sin \alpha_{ij} \quad (2)$$

W przekroju osiowym kierownica powierzchni skrawania w określonym momencie - j, przedstawia sobą hiperbolę określoną w układzie współrzędnych prostokątnych - xy /rys.1/ następującym równaniem:

$$y_j = \frac{B_j}{A_j} \sqrt{x^2 - A_j^2} \quad (3)$$

dla

$$r_z \gg x \gg A_j$$

gdzie:

- $A_j$  - półoś rzeczywista hiperboli w momencie  $j$ ,  
równa promieniowi powierzchni działania  
punktu  $O$  krawędzi skrawającej,  
 $B_j$  - półoś rzeczywista hiperboli w momencie  $-j$ ,  
 $r_z$  - promień zewnętrzny powierzchni obrabianej.

Ze względu na symetrię powierzchni skrawania, przedsta-  
wionej na rysunku 1, względem płaszczyzny  $xz$  oraz udo-  
godnienie stosowania wyprowadzonych zależności, dalszą  
analizę przeprowadzimy dla  $x > 0$  oraz  $y > 0$ .

Posuw  $p_{ij}$  - czyli przesunięcie powierzchni skrawania w  
dowolnym punkcie  $M$  krawędzi skrawającej w kierunku osi  
obrotu przedmiotu obrabianego, odpowiadające wartości  $-p$   
w czasie jednego pełnego obrotu przedmiotu obrabianego  
wokół swej osi, wyznaczmy z rysunku 2.

$$p_{ij} = r_{Mj-1} - r_{Mj} \quad (4)$$

gdzie:

- $r_{Mj}$  - promień powierzchni działania narzędzia  
w rozpatrywanym punkcie  $M$  krawędzi skra-  
wającej, przy czym  $r_{Mj} = x$ ,  
 $r_{Mj-1}$  - promień powierzchni działania narzędzia  
w rozpatrywanym punkcie  $M$  krawędzi skra-  
wającej przed wykonaniem przesunięcia o  
wartość posuwu  $p$ .

Z rysunku 2, określamy:

$$r_{Mj-1} = \frac{h}{\sin / \gamma_{Mj} - \Delta \gamma_{Mj} /} \quad (5)$$

gdzie:  $\gamma_{Mj}$  - kąt pomiędzy płaszczyzną  $P_{r0}$  a  $P_{rMj}$ ,

$\Delta \psi_{Mj}$  - przyrost wartości kąta  $\psi_{Mj}$  odpowiadający określonej posuwowi  $p$ , w określonym momencie  $j$ ,

$h$  - odległość rozpatrywanego punktu  $M$  od płaszczyzny  $P_{r0}$ , przy czym

$$h = \sqrt{x^2 - A_j^2} \quad (6)$$

Wartość kąta  $\psi_{Mj} - \Delta \psi_{Mj}'$  można wyliczyć z zależności określonej z rysunku 2:

$$\operatorname{tg} \psi_{Mj} - \Delta \psi_{Mj}' = \frac{h}{A_j + p} \quad (7)$$

Po wprowadzeniu równania (7) do znanej tożsamości trygonometrycznej:

$$\sin \psi_{Mj} - \Delta \psi_{Mj}' = \frac{\operatorname{tg} \psi_{Mj} - \Delta \psi_{Mj}'}{\sqrt{\operatorname{tg}^2 \psi_{Mj} - \Delta \psi_{Mj}' + 1}} \quad (8)$$

i wykonaniu przekształceń, otrzymujemy:

$$\sin \psi_{Mj} + \Delta \psi_{Mj}' = \frac{h}{\sqrt{h^2 + (A_j + p)^2}} \quad (9)$$

Wprowadzając równanie (9) do równania (5), a następnie wynik do równania (4) i wykonaniu przekształceń, z uwzględnieniem, iż  $r_{Mj} = x$ , otrzymujemy:

$$p_{ij} = \sqrt{x^2 + 2A_j p + p^2} - x \quad (10)$$

Kąt  $\alpha_{ij}$  w rozpatrywanym momencie  $j$ , czyli kąt  $\alpha_{ij}$ , możemy określić z równania (3)

$$\operatorname{tg} \alpha_{ij} = \frac{\partial y_j}{\partial x} \quad (11)$$

z czego po wykonaniu działań, otrzymujemy:

$$\operatorname{tg} \chi_{ij} = \frac{B_j}{A_j} \cdot \frac{x}{\sqrt{x^2 - A_j^2}} \quad (12)$$

Wprowadzając do równania (12) ustaloną uprzednio zależność [3]

$$\operatorname{tg} \lambda_N = \frac{A_j}{B_j} \quad (13)$$

otrzymujemy:

$$\operatorname{tg} \chi_{ij} = \frac{x}{\sqrt{x^2 - A_j^2}} \cdot \operatorname{tg} \lambda_N \quad (14)$$

Po wprowadzeniu równania (14) do tożsamości trygonometrycznej:

$$\sin \chi_{ij} = \frac{\operatorname{tg} \chi_{ij}}{\sqrt{\operatorname{tg}^2 \chi_{ij} + 1}} \quad (15)$$

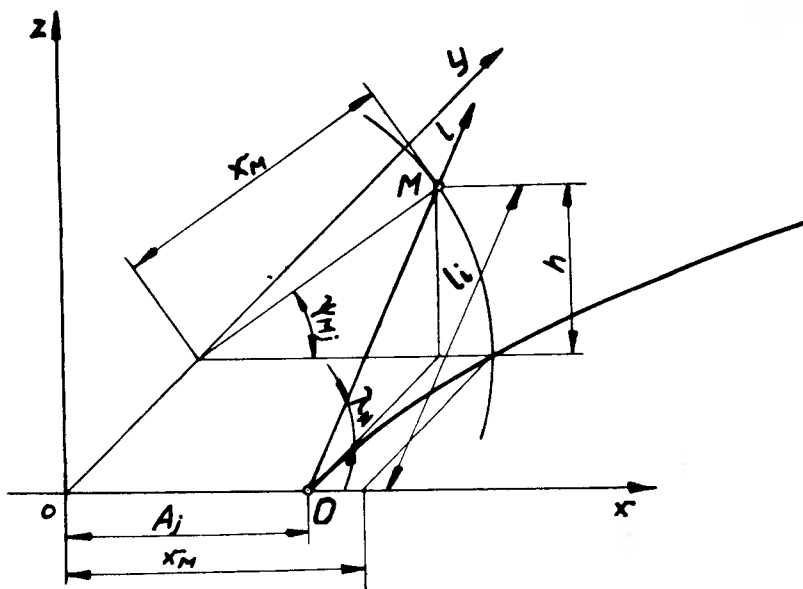
i wykonaniu przekształceń, otrzymujemy:

$$\sin \chi_{ij} = \frac{x}{\sqrt{x^2 + \frac{x^2 - A_j^2}{\operatorname{tg}^2 \lambda_N}}} \quad (16)$$

Grubość warstwy skrawanej w określonym dowolnym punkcie M krawędzi skrawającej oraz w określonym momencie - j, otrzymujemy wstawiając równania (10) i (16) do równania (2):

$$a_{ij} = \frac{x \sqrt{x^2 + 2A_j p + p^2} - x^2}{\sqrt{x^2 + \frac{x^2 - A_j^2}{\operatorname{tg}^2 \lambda_N}}} \quad (17)$$

Grubość warstwy skrawanej -  $a_{ij}$ , możemy wyrazić także w postaci niezależnej wprost od wartości  $x$ . W tym celu z rysunku 3 wyznaczamy:



Rys. 3. Szkic pomocniczy do wyznaczenia grubości warstwy skrawanej  $a_{ij}$  w określonym punkcie krawędzi skrawającej  $ij$  i określonym momencie skrawania, w funkcji kąta  $\gamma_{Mj}$  oraz długości krawędzi skrawającej  $l_i$ .

$$x = \frac{A_j}{\cos \gamma_{Mj}} \quad (18)$$

Po wstawieniu równania (18) do równania (17) i wykonaniu przekształceń, otrzymujemy:

$$a_{ij} = \frac{\sqrt{A_j^2 + \frac{2A_j p}{\cos^2 \gamma_{Mj}} - A_j}}{\sqrt{1 + \sin^2 \gamma_{Mj} \cdot \text{tg}^2 \lambda_N} \cos \gamma_{Mj}} \quad (19)$$

Z równania (19) wynika, że przy stałej wartości posuwu wraz ze zmniejszaniem się wartości  $A_j$  maleje grubość

warstwy skrawanej w dowolnym punkcie krawędzi skrawającej, za wyjątkiem punktu dla którego  $\gamma_{Mj} = 0^\circ$ .

Z punktu widzenia obciążenia krawędzi skrawającej podczas skrawania, potrzebne jest ustalenie zależności wiążącej grubość warstwy skrawanej -  $a_{ij}$  z długością czynnej krawędzi skrawającej -  $l$ . Dla punktu M krawędzi skrawającej, któremu odpowiada długość  $l_i$ , z rysunku 3 znajdujemy:

$$x = \sqrt{l_i^2 \sin^2 \lambda_N + A_j^2} \quad (20)$$

Po wstawieniu równania (20) do równania (17) i wykonaniu przekształceń, otrzymujemy:

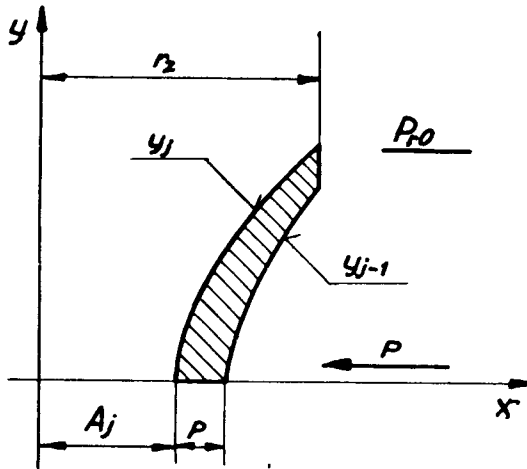
$$a_{ij} = \frac{\sqrt{l_i^2 \sin^2 \lambda_N + A_j^2} / [l_i^2 \sin^2 \lambda_N + (A_j + p/2)^2] - l_i^2 \sin^2 \lambda_N + A_j^2 / \sqrt{l_i^2 \sin^2 \lambda_N + A_j^2}}{\sqrt{l_i^2 \sin^2 \lambda_N + A_j^2}} \quad (21)$$

### 3. Pole poprzecznego przekroju warstwy skrawanej

W przekroju charakterystycznym warstwy skrawanej, czyli w rozpatrywanym przypadku - w przekroju płaszczyzną  $P_{r0}$ , pole warstwy skrawanej -  $F_j$ , zawarte jest pomiędzy hiperbolami stanowiącymi ślady powierzchni skrawania w momencie -  $j$  oraz  $/j-1/$  /rysunek 4/.

$$F_j = \int_{A_j}^r y_j dx - \int_{A_j+p}^r y_{j-1} dx \quad (22)$$

gdzie, funkcja  $y_j$  jest określana równaniem (3), a funkcja  $y_{j-1}$  analogicznie do równania (3):



Rys. 4. Szkic pomocniczy do wyznaczenia pola poprzecznego przekroju warstwy skrawanej.

$$y_{j-1} = \frac{B_{j-1}}{A_{j-1}} \sqrt{x^2 - A_{j-1}^2} \quad (23)$$

przy czym  $A_{j-1} = A_{j+p}$

Uwzględniając w równaniach (3) i (23) zależność (13) i podstawiając je do równania (22), otrzymujemy:

$$F_j = \frac{1}{\text{tg}\lambda_N} \left( \int_{A_j}^{r_z} \sqrt{x^2 - A_j^2} dx - \int_{A_{j+p}}^{r_z} \sqrt{x^2 - A_{j+p}^2} dx \right) \quad (24)$$

Po rozwiązaniu całek z równania (24) i podstawieniu granic całkowania, otrzymujemy pole poprzecznego przekroju warstwy skrawanej w przekroju charakterystycznym w postaci:



$$F_j = \left[ r_z \left( \sqrt{r_z^2 - A_j^2} - \sqrt{r_z^2 - /A_j + p /^2} \right) + \right. \\ \left. + \ln \frac{A_j A_j^2 \left( r_z + \sqrt{r_z^2 - /A_j + p /^2} \right) /A_j + p /^2}{/A_j + p / /A_j + p /^2 \left( r_z + \sqrt{r_z^2 - A_j^2} \right) A_j^2} \right] \cdot \frac{1}{2 \operatorname{tg} \lambda_N} \quad (25)$$

Postać ta jest niewygodna do stosowania oraz stabelaryzowania. Wprowadźmy więc następujące równania:

$$r_z = k_r \cdot A_j \quad \text{oraz} \quad p = k_p \cdot A_j \quad (26)$$

gdzie:

$k_r$  - współczynnik proporcjonalności pomiędzy  $r_z$  a  $A_j$ ;

$k_p$  - współczynnik proporcjonalności pomiędzy  $p$  a  $A_j$ .

Po wprowadzeniu równań (26) do równania (25) i wykonaniu działań, otrzymujemy

$$F_j y = \frac{A_j^2}{2 \operatorname{tg} \lambda_N} \left[ k_r \left( \sqrt{k_r^2 - 1} - \sqrt{k_r^2 - /1 + k_p /^2} \right) + \right. \\ \left. + \ln \frac{\left( \frac{k_r}{1 + k_p} + \sqrt{\left( \frac{k_r}{1 + k_p} \right)^2 - 1} \right) /1 + k_p /^2}{k_r + k_r^2 - 1} \right] \quad (27)$$

Jeżeli wyrażenie w nawiasie kwadratowym równania (27) oznaczymy przez  $f$ , można równanie (27) przedstawić w postaci:

$$F_j = \frac{1}{2} \cdot A_j^2 \cdot f \cdot \operatorname{ctg} \lambda_N \quad (28)$$

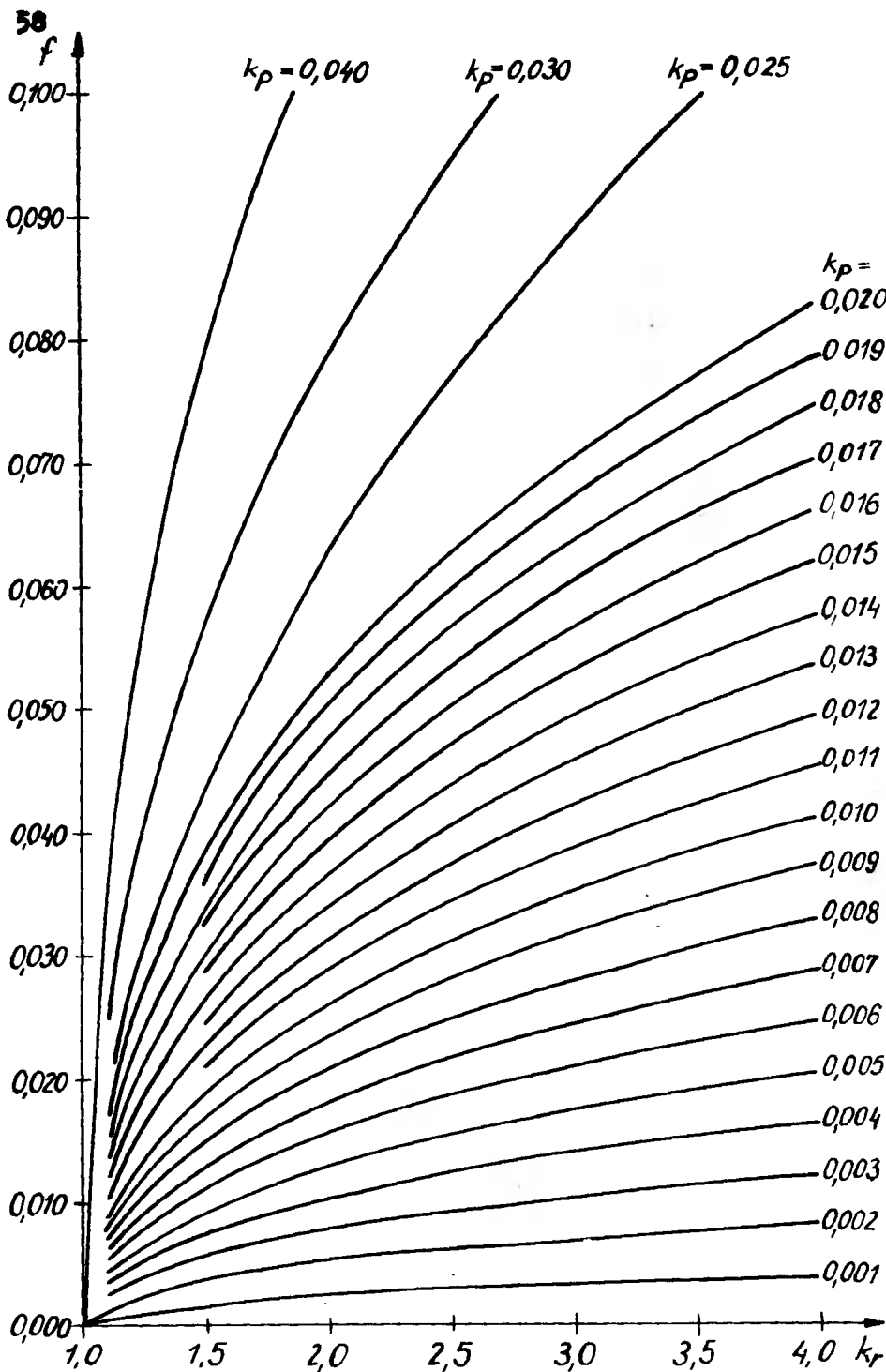
W przekroju charakterystycznym pole poprzecznego przekroju warstwy skrawanej jest wprost proporcjonalne do kwadratu wartości osi rzeczywistej chwilowej hiperboli, cotangensa kąta pochylenia krawędzi skrawającej oraz współczynnika  $f$ , ujmującego złożony wpływ posuwu oraz promienia zewnętrznego powierzchni obrabianej.

Wartość współczynnika stabilaryzowano z wykorzystaniem EMC Odra 1204. Na tej podstawie sporządzono wykres zależności  $f$  od  $k_r$  i  $k_p$ , który przedstawiono na rysunku 5.

#### 4. Wnioski

Przeprowadzona analiza grubości oraz przekroju warstwy skrawanej podczas toczenia promieniowego powierzchni kształtowych hiperboloidalnych nożami o prostoliniowych krawędziach, upoważnia do wysunięcia następujących wniosków dotyczących tego przypadku toczenia:

1. Przy stałym posuwie, grubość warstwy skrawanej w dowolnym określonym punkcie krawędzi skrawającej, z wyłączeniem punktu, dla którego  $\gamma_{M_j} = 0^\circ$  - maleje wraz ze zbliżaniem się tego punktu do osi obrotu obrabianego przedmiotu. Wartość grubości warstwy skrawanej w określonym punkcie krawędzi skrawającej i określonym momencie skrawania można wyliczyć z zależności (17, 19 lub 21).
2. Podczas skrawania, grubość warstwy skrawanej jest zmienna wzdłuż długości krawędzi skrawającej, przy czym największa grubość równa posuwowi występuje w punkcie kra-



Rys. 5. Nomogram do wyznaczania wartości  $f$ , do wzoru  $\frac{f}{28}$  w zależności od  $k_r$  i  $k_p$ .

wędzi skrawającej, najbardziej zbliżonym do osi obrabianego przedmiotu.

3. W przekroju charakterystycznym, pole przekroju poprzecznego warstwy skrawanej dogodnie jest wyliczyć z równania (28), przy czym wartość  $f$  odczytuje się z wykresu podanego na rysunku 5.

### Literatura

1. Kaczmarek J.: Podstawy obróbki wiórowej, ścierniej i erozyjnej. Warszawa WNT, 1970.
2. Kunstetter S.: Narzędzia skrawające do metali. Warszawa WNT, 1973.
3. Latoś H.: Analiza geometryczno-kinematyczna możliwości wykonywania powierzchni kształtowych narzędziami skrawającymi o hiperboloidalnej powierzchni działania. Materiały konferencji na temat: Postępy w rozwoju badań z zakresu technologii maszyn, organizowanej przez Instytut Technologii Maszyn Politechniki Krakowskiej oraz Sekcję Technologii, Komitetu Budowy Maszyn - Polskiej Akademii Nauk. 1975, sekcja I.
4. Latoś H.: Analiza przekroju warstwy skrawanej przy pogłębianiu powierzchni kształtowych hiperboloidalnych pogłębiaczami o prostoliniowych krawędziach. Bydgoskie Towarzystwo Naukowe, Prace Wydziału Nauk Technicznych, seria B, nr 9, 1977.
5. Latoś H.: Chropowatość powierzchni kształtowej, obrabianej frezami o prostoliniowych krawędziach skrawających. Zielona Góra: Materiały II Ogólnopolskiej Konferencji Naukowo-Technicznej, - Tendencje roz -

wojowe w technologii maszyn, I Sekcja, 1975.

6. Latoś H., Łoś W.: Frezy kształtowe o hiperboloidalnej powierzchni działania. Bydgoskie Towarzystwo Naukowe, Prace Wydziału Nauk Technicznych, seria B, 1970, nr 2.
7. Latoś H.: Niektóre wytyczne konstrukcyjne frezów hiperboloidalnych. Bydgoskie Towarzystwo Naukowe, Prace Wydziału Nauk Technicznych, seria B, 1971, nr 3.
8. Latoś H.: Zastosowanie frezów hiperboloidalnych do obróbki materiałów niemetalowych. W: obróbka materiałów niemetalowych. Rzeszów: Rzeszowskie Towarzystwo Przyjaciół Nauk, 1970.
9. Latoś H., Żebrowski M.: Badanie okresu trwałości ostrza frezów hiperboloidalnych przy skrawaniu niektórych tworzyw sztucznych. Bydgoskie Towarzystwo Naukowe, Prace Wydziału Nauk Technicznych, seria B 1972, nr 4.
10. Poletika M.F.: Kontaktnyje nagruzki na rieżyszczich powierchnostjach instrumenta. Moskwa: Maszynostrojenije, 1969.

THICKNESS AND SECTION OF MACHINED LAYER IN RADIUS  
TURNING WITH RECTILINEAR EDGES ON HYPERBOLOIDAL  
MOULDER SURFACES

Summary

The present work is a part of complex investigations which are being conducted by the author in the Academy of Technology and Agriculture in Bydgoszcz.

There have been discussed the changes of thickness and section of machined layer in radius turning on moulder hyperboloidal surfaces with rectilinear edges. The analysis shows that both thickness and section of machined layer change in a continuous way during cutting. At the end of the work the author introduces formulae which define momentary thickness and momentary section of machined layer during the discussed case of turning.

ТОЛЩИНА И СЕЧЕНИЕ ОБРАБАТЫВАЕМОГО РЕЗАНИЕМ  
СЛОЯ ПРИ ПОПЕРЕЧНОМ ТОЧЕНИИ ГИПЕРБОЛОИДНЫХ  
ФАСОННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ РЕЗЦАМИ С ПРЯМОЛИНЕЙНЫМИ  
КРОМКАМИ

Резюме

Данная работа является частью комплексных исследований проводимых автором в Техническо-Сельскохозяйственной Академии в Быдгоще / 3 ÷ 9 /.

В работе рассмотрены изменения толщины и сечения обрабатываемого слоя во время поперечного сечения гипербоидальных фасонных поверхностей резцами с прямолинейными кромками. Из анализа автора вытекает, что как толщина, так и сечение обрабатываемого слоя постоянно изменяются при резании.

В заключение автор выводит формулы определяющие временную толщину и временное сечение обрабатываемого слоя в момент представленного примера точения.

Henryk Oleszycki

## WPŁYW UJEDNORODNIENIA NA POŁOŻENIE TEMPERATUR /PUNKTÓW/ KRYTYCZNYCH ŻELIWA SFEROIDALNEGO

Stwierdzono, że austenitzacja żeliwa i sposób jego chłodzenia /w powietrzu, w piecu/ wpływają na położenie punktów krytycznych. Następuje zmniejszenie szerokości zakresu temperatur  $A_{c1}$  podczas, gdy zakres  $A_{r1}$  nie ulega znacznym zmianom. Następuje na ogół podwyższenie temperatury  $A_{P1}$ , natomiast temperatura  $A_{c1}^K$  ulega obniżeniu tym silniejszemu im więcej żeliwo zawiera manganu. Temperatury  $A_{r1}$  ulegają mniej wyraźnym zmianom. Warunki chłodzenia wpływają istotnie na położenie punktów krytycznych, szczególnie na punkty  $A_{c1}$ .

### 1. Wstęp

Powszechnie pod pojęciem temperatur /punktów/ krytycznych stopów żelaza z węglem rozumie się temperaturę przemiany alotropowej  $A_3$ , przemiany eutektoidalnej  $A_1$  i granicznej rozpuszczalności cementytu w austenicie  $A_{cm}$ .

Dla żeliwa najistotniejsze znaczenie posiada przemiana eutektoidalna  $A_1$ .

W obróbce cieplnej żeliwa sferoidalnego znajomość położenia temperatur /punktów/ krytycznych odgrywa istotną rolę [9]. Położenie ich zależne jest od składu chemicznego, w szczególności w żeliwie niestopowym od zawartości krzemu i manganu [8, 9]. Krzem podwyższa położenie temperatur krytycznych, a mangan obniża [8].

Do wyznaczenia temperatur krytycznych najczęściej wy-

korzysta się badania dylatometryczne.

## 2. Poglądy na położenie temperatur krytycznych w żeliwie sferoidalnym i segregację składu chemicznego

J. Rączka i K. Lewandowski podają w swojej pracy [10] wykreślić zależność temperatury  $A_1$  od rodzaju wsadu /surówka hematytowa lub odlewnicza/ i zawartości krzemu. Z podanego przez nich wykresu wynika, że przy wsadzie surówki hematytowej, podwyższenie krzemu od 2,3 do 4,5 % podnosi temperaturę zarówno  $A_{c1}$  jak też  $A_{r1}$ , przy czym różnica temperatur  $A_{c1} - A_{r1}$  maleje. Przy wyższej zawartości krzemu przemiany zanikają wskutek stabilności ferrytu w badanym zakresie temperatur /do 950°C/. Obecność większej ilości fosforu w surówce odlewniczej powoduje, że przyrosty temperatur krytycznych  $A_{c1}$  i  $A_{r1}$  ze wzrostem Si są mniejsze niż w poprzednim przypadku, a ponadto mniejsza jest różnica  $A_{c1} - A_{r1}$ . Do zawartości 3,5% krzemu temperatury krytyczne żeliwa otrzymanego na surówce odlewniczej leżą powyżej, a przy zawartości krzemu wyższej niż 4%, poniżej analogicznych temperatur żeliwa otrzymanego na surówce hematytowej.

J. Rączka i K. Lewandowski w cytowanej pracy nie rozróżniali temperatur początku i końca przemian  $A_{c1}$  i  $A_{r1}$ .

H. Mayer podaje [4] przekrój przez układ równowagi Fe-C-Si dla stałej zawartości krzemu 2,4%.

W układzie temperatura  $A_1$  jest rozdzielona tworząc obszar współistnienia faz  $\alpha + \gamma +$  grafit. Według H. Mayera układ metastabilny charakteryzuje się obniżeniem górnej i dolnej temperatury  $A_1$  w stosunku do układu stabilnego.

H. Mayer, powołując się na innych autorów, przedstawia również wykres obrazujący zmianę położenia górnej i



dolnej temperatury  $A_1$  żeliwa ze wzrostem zawartości krzemu. Z wykresu wynika, że krzem rozdziela temperaturę  $A_1$  w zakres temperatur, tym szerszy im więcej krzemu, oraz że krzem podnosi zarówno górną jak też dolną temperaturę  $A_1$ .

Okumoto Takeomi z współpracownikami [5] wyznaczył temperatury krytyczne potrzebne do sporządzenia wykresu CTPi żeliwa sferoidalnego na drodze odpowiedniej obróbki cieplnej i badań metalograficznych. Rozróżnił on górną i dolną temperaturę  $A_{g1}$  dla układu stabilnego oraz górną i dolną temperaturę  $A_1$  dla układu metastabilnego. Wyznaczona przez niego szerokość zakresu temperatury  $A_{g1}$  wynosiła 50 do 60°C, natomiast  $A_1$  około 3°C. W żadnym z podanych przez niego wykresów CTPi zakresy  $A_{g1}$  i  $A_1$  nie tylko nie pokrywają się i nie mają punktów wspólnych, ale między dolną temperaturą  $A_{g1}$ , a górną temperaturą  $A_1$  występuje różnica wynosząca 20 do 22°C /temperatury zakresu  $A_{g1}$  leżą powyżej zakresu  $A_1$ /.

Wielu autorów zajmowało się problemem matematycznego ujęcia zależności między temperaturami krytycznymi żeliwa, a zawartością krzemu lub krzemu i manganu. A. Bylica i W. Sakwa [1] podają następujące wzory empiryczne do wyznaczania temperatur krytycznych:

$$A_{c1}^p = 758 + /30,6 - 12,5 \cdot Mn/ /Si - 0,6/,$$

$$A_{c1}^k = 795 + /38,7 - 12,4 \cdot Mn/ /Si - 0,6/,$$

$$A_{r1}^p = 740 + /60,0 - 33,3 \cdot Mn/ /Si - 1,6/,$$

$$A_{r1}^k = 708 + /38,3 - 33,3 \cdot Mn//Si - 1,6/,$$

gdzie: Mn i Si oznaczają procentową zawartość tych pierwiastków w żeliwie.

Wyznaczenie temperatur krytycznych żeliwa odbywa się na próbkach w stanie surowym. W tym stanie w żeliwie występuje silna segregacja składników chemicznych, głównie krzemu, manganu i fosforu.

W żeliwie rozróżnia się segregację /likwację, niejednorodność składu chemicznego/ prostą i odwrotną. Segregacji prostej, polegającej na wzbogacaniu cieczy podczas krystalizacji pierwotnej, ulegają: Mn, Mo, Cr, P, natomiast segregacji odwrotnej, charakteryzującej się wzbogacaniem kryształów, ulegają: Ni, Cu, Si i Al. W rezultacie tego zjawiska obszary centralne komórek eutektycznych i dendrytów wzbogacają się w krzem a są ubogie w mangan, natomiast obszary peryferyjne komórek eutektycznych i dendrytów wzbogacają się w mangan, a są ubogie w krzem [2, 3].

Istnieją różne miary segregacji składników, w związku z tym różne wartości liczbowe dla segregacji określonego składnika. Według A.A.Żukowa [12] stosunek zawartości krzemu w obszarach centralnych dendrytów i kolonii eutektycznych do zawartości w obszarach peryferyjnych wynosi 2,5.

J.Charbonnier i J.C.Margerie [3] wprowadzają pojęcie wskaźnika likwacji dendrytycznej  $i_d$ , ogólnej  $i_{og}$  oraz eutektycznej  $i_e$ . Według nich wskaźnik likwacji autektycznej  $i_e$ , będący stosunkiem zawartości pierwiastka na granicy kolonii do zawartości w środku kolonii eutektycznej, wynosi dla manganu 1,8 a dla krzemu 0,65. Według C.Pelhaa [7] parametr likwacji  $F_s$ , sformułowany podobnie jak wskaźnik  $i_e$  J.Charbonniera i J.C.Margiere, wynosi dla manganu 1,7, a dla krzemu 0,7. K.Sękowski [11] wprowadził inną miarę segregacji tzw. różnicowy wskaźnik mikrosegre-

gacji  $\Delta_K^x$  /gdzie  $x$  oznacza segregujący pierwiastek/, którego bezwzględna wartość jest miarą intensywności segregacji porównywalnej dla segregacji prostej i odwrotnej. Według K.Sękowskiego segregacja krzemu w żeliwie perlitycznym jest dwa razy większa niż w żeliwie ferrytycznym,  $\Delta_{K_M}^{Si} = 1,5$  dla żeliwa perlitycznego i  $= 0,7$  dla żeliwa ferrytycznego.

J.Charbonnier i J.C.Margerie badali zmianę segregacji po ujednorodnieniu i stwierdzili, że następuje jej zmniejszenie, ale nie zanika całkowicie mimo długiego czasu wygrzewania w zakresie austenitu. Zmianę segregacji po ujednorodnieniu badał również C.Pelhan [7] stwierdzając, że w żeliwie wyżarzonym w  $900^\circ\text{C}$  na strukturę "wolic oczu" stosunek zawartości pierwiastka w perlicie do zawartości w ferrycie wynosi: dla krzemu 0,8, a dla manganu 1,0. Badał on również segregację w żeliwie wyżarzonym na ferryt stwierdzając, że w obszarach reszkowego perlitu zawartość manganu rośnie od 0,3 do 1,2%, a krzemu maleje z 2,8 do 0,3%.

Jak widać z powyższego segregacja pierwiastków istnieje nie tylko w stanie surowym, ale również w stanie obrabionym cieplnie /po ujednorodnieniu/, jakkolwiek jest mniejsza. Fakt przeciwstawnej sobie segregacji krzemu i manganu i jednocześnie przeciwstawnego wpływu tychże pierwiastków na położenie punktów krytycznych nie może pozostać bez wpływu tych pierwiastków na wyznaczone w badaniach dylatometrycznych wartości temperatur krytycznych, a również na czytelność dylatogramów.

Autor [5] stwierdził, że w badanych gatunkach żeliwa w stanie surowym, zawierających cementyt ledeburytyczny różnica temperatur  $A_{c1}^k - A_{c1}^p$  i  $A_{r1}^p - A_{r1}^k$  wynosiła

odpowiednio 60 - 102°C i 35 - 44°C. Natomiast po wyżarzaniu, dla usunięcia cementytu ledeburytycznego, różnica ta wynosiła odpowiednio 57 - 88°C i 55 - 62°C.

Według K.Sękowskiego [11] stężenie krzemu w określonych objętościach żeliwa utrudnia proces austenitzacji podczas obróbki cieplnej i zmusza do stosowania wyższych temperatur i dłuższego czasu austenitzacji.

Z powyższych danych wynika, że ujednorodnienie żeliwa powinno wywoływać zmianę położenia temperatur krytycznych. Ponieważ znajomość kierunku zmian jest potrzebna dla wyznaczenia prawidłowych warunków obróbki cieplnej, postanowiono więc przeprowadzić badania dla określenia wpływu czasu i temperatury ujednorodnienia na położenia temperatur krytycznych.

### 3. Zakres i metodyka badań

Do badania przyjęto trzy gatunki żeliwa sferoidalnego wytopionego w żeliwiaku kwaśnym z grzaniem dmuchem i odlanego do form piaskowych w kształcie odlewów Y. Skład chemiczny żeliwa podano w tabeli 1.

Tabela 1

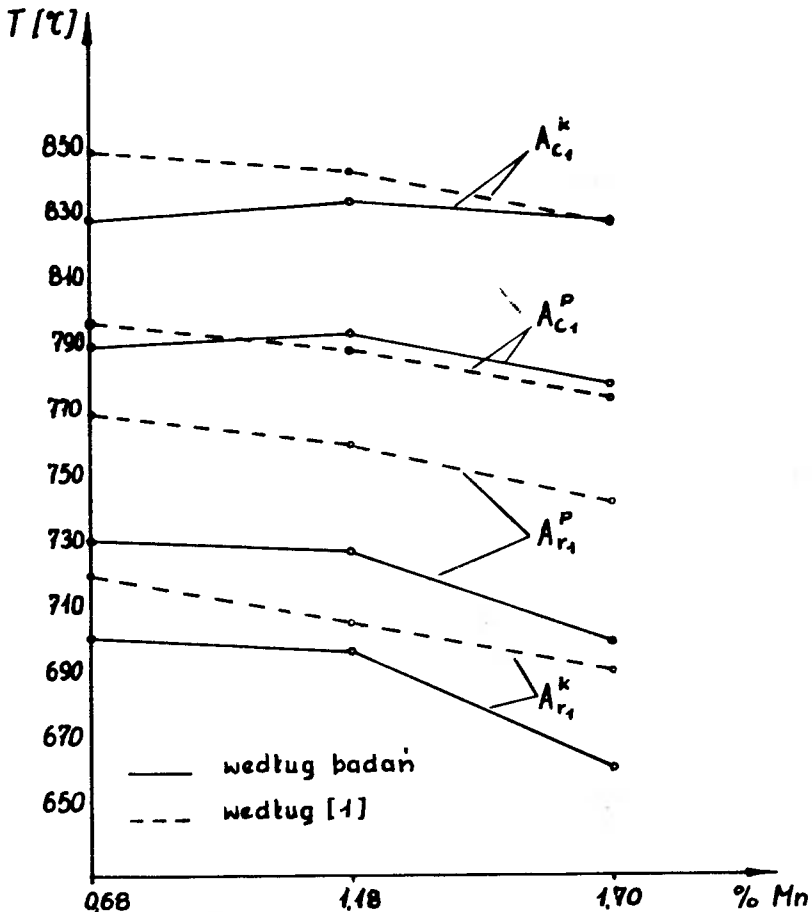
Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego

Oznaczenie żeliwa	Skład chemiczny w % wagowych				
	C	Si	Mn	P	S
1	3,63	2,44	0,68	0,10	0,007
2	3,64	2,63	1,18	0,09	0,007
3	3,40	2,46	1,70	0,09	0,007

Z dolnych części odlewów Y wycięto próby wstępne o wymiarach 25 x 25 x 160 mm. Próby te po załadowaniu do rur stalowych, wypełnionych prażonym piaskiem kwarcowym z dodatkiem węgla drzewnego i zaślepionych azbestem, wygrzewano w temperaturze 900, 1000 i 1100°C w czasie 3, 6, 12 i 24 godzin, po czym chłodzono w pojemnikach w powietrzu lub w piecu do temperatury 500°C i dalej w powietrzu. W ten sposób połowa prób uzyskała strukturę perlityczną, a połowa ferrytyczną lub ferrytyczno-perlityczną. Z prób wstępnych wykonano próbki o średnicy 3,5 mm i długości 20 mm i poddano badaniom w dylatometrze Leitz'a model URD. Ponadto z prób wstępnych wykonano zglądy i poddano je badaniu na mikroskopie optycznym.

#### 4. Wyniki badań i ich analiza

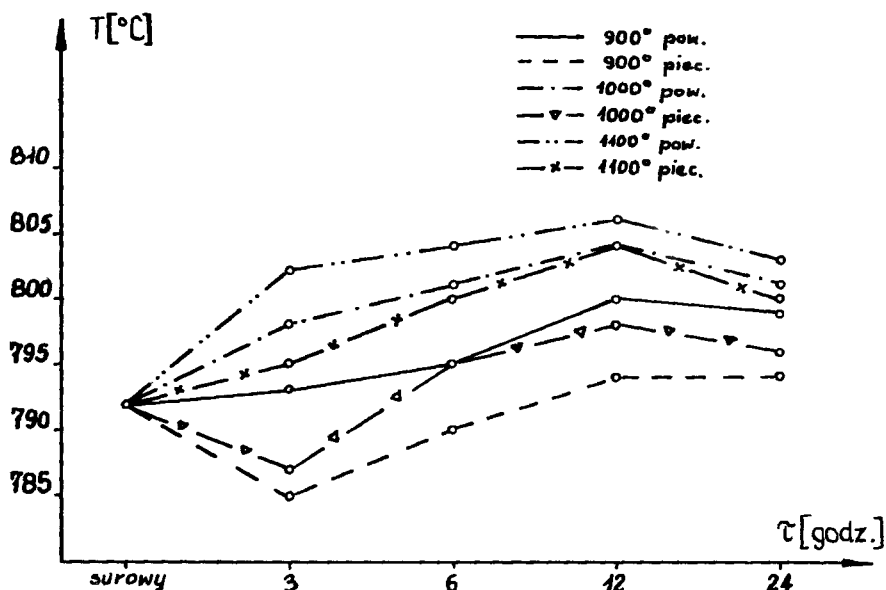
Rysunek 1 przedstawia temperatury krytyczne  $A_{c1}^P$ ,  $A_{c1}^k$ ,  $A_{r1}^P$  i  $A_{r1}^k$  dla wszystkich gatunków żeliwa w stanie surowym w funkcji zawartości manganu. Na rysunku prócz wyników z badań podano również wartości obliczone według wzorów A.Bylicy i W.Sakwy [1]. Wyniki obliczeniowe, w szczególności  $A_{r1}^P$  i  $A_{r1}^k$ , różnią się znacznie od doświadczalnych. Jedną z przyczyn są różne prędkości zmian temperatury. W pracy [1] stosowano prędkość 4°C/min., a w niniejszych badaniach 10°C/min. Tą różnicą prędkości zmian temperatury można wyjaśnić znaczne rozbieżności między temperaturami doświadczalnymi i obliczeniowymi dla chłodzenia, pozostają jednak nie wyjaśnione rozbieżności podczas nagrzewania.



Rys. 1. Zależność temperatury krytycznej żeliwa od zawartości manganu /gatunku żeliwa/

Na rysunku 2 przedstawiono położenie punktu  $A_{c1}^P$  dla żeliwa 1 w zależności od temperatury i czasu austenitowania oraz sposobu chłodzenia. Z rysunku widać, że chłodzenie w piecu, powodujące ferrytyzację osnowy, przyczynia się do otrzymania niższych wartości  $A_{c1}^P$ , aniżeli chłodzenie w powietrzu, powodujące perlityzację osnowy.

Badania strukturalne wykazały, że zawartość perlitu w próbkach chłodzonych w piecu wynosi od 3 do 20%, przy czym największe różnice jego zawartości występują po



Rys. 2. Położenie punktu  $A_{c1}^P$  żeliwa 1 w zależności od temperatury i czasu austenitowania oraz sposobu chłodzenia.

austenitowaniu w temperaturze  $1100^{\circ}\text{C}$ ; 3% po 3 godzinach wygrzewania i 20% po 24 godzinach. Zawartość ferrytu w próbkach chłodzonych w powietrzu wynosiła od 3 do 10%, przy czym maksymalną zawartość otrzymano w próbkach austenitowanych w temperaturze  $1000^{\circ}\text{C}$  bez względu na czas wygrzewania.

Wyniki badania nie są zgodne z wywodem K. Sękowskiego [11], który twierdzi, że intensywność segregacji krzemu w żeliwie perlitycznym jest dwukrotnie silniejsza niż w żeliwie ferrytycznym, zatem  $A_{c1}^P$  żeliwa ferrytycznego winna być wyższa aniżeli żeliwa perlitycznego.

Wyniki te potwierdzają znaczne różnice zawartości krzemu i manganu w resztkowym perlicie żeliwa ferrytycznego ujawnione w badaniach C. Pelhana [7].

Dalsza analiza rysunku 1 wykazuje, że żeliwo chłodzo-

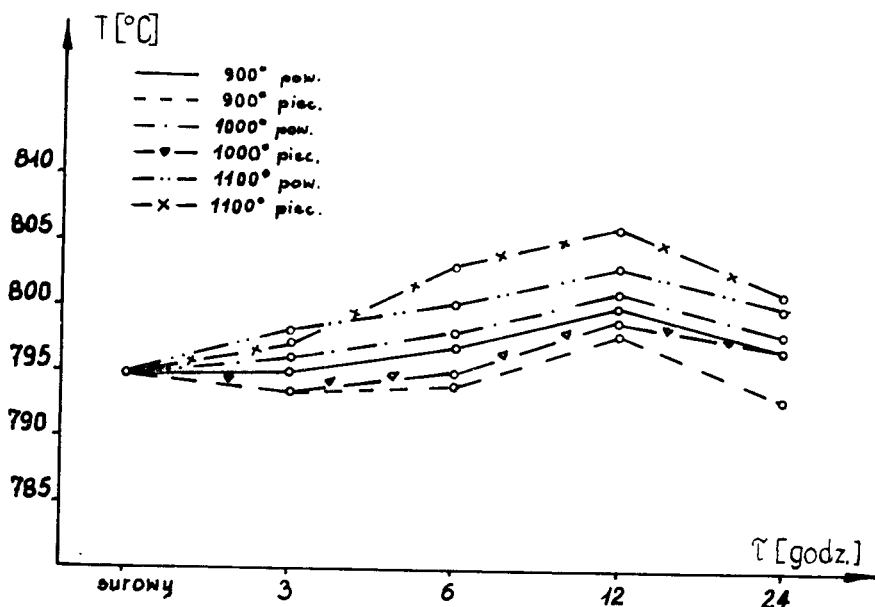
ne w piecu po austenitzowaniu w czasie 3 h w temperaturze 900 i 1000°C, ma  $A_{c1}^P$  niższe aniżeli w stanie surowym. Jedyne austenitzowanie w 3 h w temperaturze 1100°C nie powodowało zmiany położenia punktu. Dalszy wzrost czasu austenitzowania powoduje dla żeliwa ferrytycznego wzrost temperatury  $A_{c1}^P$  aż ponad wartość dla stanu surowego. Żeliwo perlityczne po każdym czasie austenitzowania posiada coraz wyższą wartość temperatury  $A_{c1}^P$ . Różnice temperatury  $A_{c1}^P$  dla żeliwa ferrytycznego i perlitycznego maleją w miarę wzrostu czasu austenitzowania powyżej 3 godzin. Przy czasie 3 godzin różnice te są najwyższe. Fakty te wskazują, że po 3 godzinach austenitzowania segregacja ulega dodatkowemu nasileniu, a dopiero przedłużenie czasu zmniejsza segregację tym wyraźniej im dłuższy czas wygrzewania.

Z dalszych spostrzeżeń wynika, że podwyższenie temperatury austenitzowania powoduje podniesienie temperatury punktu  $A_{c1}^P$  bez względu na czas wygrzewania i sposób chłodzenia.

Nieznaczne obniżenie temperatury  $A_{c1}^P$  po 24 godzinach austenitzowania trudno wytłumaczyć. Być może przedłużenie wygrzewania mogłoby przynieść wyjaśnienie.

Wpływ warunków austenitzowania i sposobu chłodzenia na  $A_{c1}^P$  dla żeliwa 2 /rys. 3/ ma podobny charakter jak dla żeliwa 1, lecz różnice temperatur  $A_{c1}^P$  dla różnych warunków obróbczych są mniejsze aniżeli w przypadku żeliwa 1. Jednakże nie zauważa się zmniejszenia różnicy między  $A_{c1}^P$  dla żeliwa ferrytycznego i perlitycznego w miarę wzrostu czasu austenitzowania. Fakt ten mógłby świadczyć o braku wzrostu segregacji w czasie austenitzowania.





Rys. 3. Położenie punktu  $A_{c1}^P$  żeliwa 2 w zależności od temperatury i czasu austenitzowania oraz sposobu chłodzenia.

Ponadto żeliwo austenitzowane w temperaturze  $1100^{\circ}\text{C}$ , w czasie dłuższym od 3 godzin, po chłodzeniu w piecu posiada wyższe wartości  $A_{c1}^P$  aniżeli chłodzenie w powietrzu.

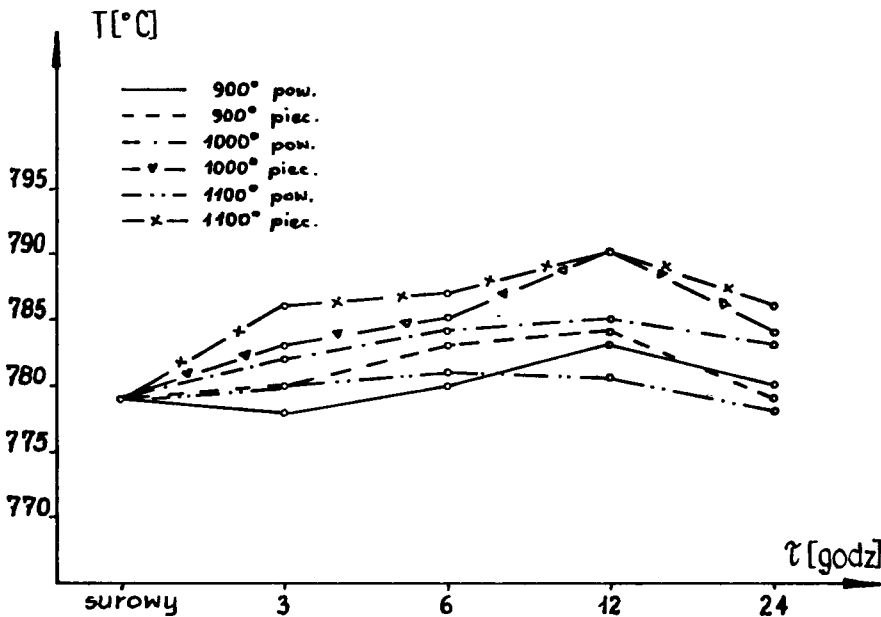
Analiza strukturalna wykazała, że w żeliwie 2 chłodzonym w powietrzu występuje ferryt w ilości od 3 do 6% tworząc niepełne otoczki. W żeliwie austenitzowanym w  $900^{\circ}\text{C}$  występuje najwięcej, a w  $1100^{\circ}\text{C}$  najmniej ferrytu.

Po chłodzeniu w piecu żeliwa 2 austenitzowanego w  $900$  i  $1000^{\circ}\text{C}$  występuje 25-40% perlitu, natomiast w  $1100^{\circ}\text{C}$  od 70 do 85%, a ponadto ferryt, który poza otoczkami przy graficie, tworzy w perlicie siatkę. Należy podkreślić, że siatka występuje dopiero po czasie wygrzewania 6 i więcej godzin, nie ma jej po austenitzowaniu w czasie 3 godzin. Wystąpieniu siatki towarzyszy wspomniana poprzednio

wyższa temperatura  $A_{C1}^P$  żeliwa chłodzonego w piecu niż w powietrzu.

Podwyższenie temperatury  $A_{C1}^P$  dla żeliwa chłodzonego w piecu z  $1100^{\circ}\text{C}$  w stosunku do żeliwa chłodzonego w powietrzu, może świadczyć o większej jego zdolności do przegrzania /przeegrzanie, antonim przechłodzenia/ wywołanej ujednorodnieniem.

Rysunek 4 przedstawia wpływ warunków austenityzowania i chłodzenia na temperaturę  $A_{C1}^P$  żeliwa 3. We wszyst-



Rys. 4. Położenie punktu  $A_{C1}^P$  żeliwa 3 w zależności od temperatury i czasu austenizowania oraz sposobu chłodzenia

kich przypadkach austenizowania i chłodzenia obserwuje się, podobnie jak w poprzednich przypadkach, podniesienie temperatury  $A_{C1}^P$  ze wzrostem czasu wygrzewania od 3 do 12 godzin i spadek przy 24 godzinach. Wyjątek stanowi żeliwo austenizowane w  $1100^{\circ}\text{C}$  i chłodzone w powietrzu,

w którym temperatura  $A_{c1}^P$  prawie nie zmienia się z upływem czasu wygrzewania.

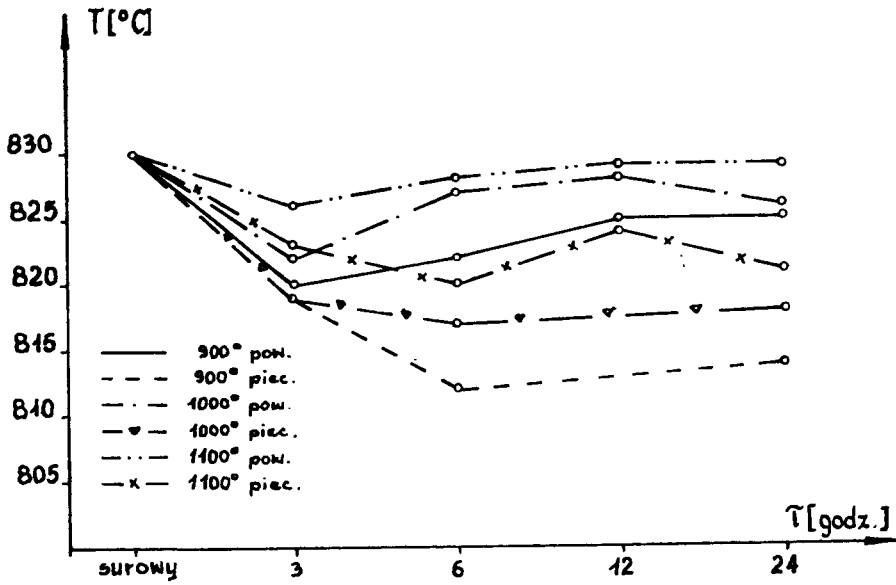
W żeliwie 3 we wszystkich niemal przypadkach temperatura  $A_{c1}^P$ , dla prób chłodzonych w piecu, jest wyższa od prób chłodzonych w powietrzu. Ten fakt jest całkowitym odwróceniem wpływu jaki wywiera sposób chłodzenia na położenie punktu  $A_{c1}^P$  żeliwa 1. Należy sądzić, że jak poprzednio, wiąże się on ze zjawiskiem zmian w segregacji chemicznej, które w tym przypadku są inne.

Badania struktury wykazały, że żeliwo 3 chłodzone w powietrzu po austenitzowaniu w  $900^{\circ}\text{C}$  posiada 2 - 3% ferrytu w formie drobnych ziaren lub niepełnych otoczek przy graficie. Austenitzowanie w  $1000$  i  $1100^{\circ}\text{C}$  powoduje zmniejszenie zawartości ferrytu i powstanie przy długich czasach wygrzewania martenzytu w obszarach peryferyjnych kolonii eutektycznych i dendrytów. Żeliwo 3 po chłodzeniu w piecu jest perlityczno-ferrytyczne i zawiera, zależnie od warunków austenitzowania od 50 /  $900^{\circ}\text{C}$ ; 3 h/ do 95% perlitu /  $1100^{\circ}\text{C}$ ; 24 h/. W żeliwie austenitzowanym w temperaturze  $1100^{\circ}\text{C}$  ferryt występuje w otoczkach oraz tworzy siatkę w perlicie.

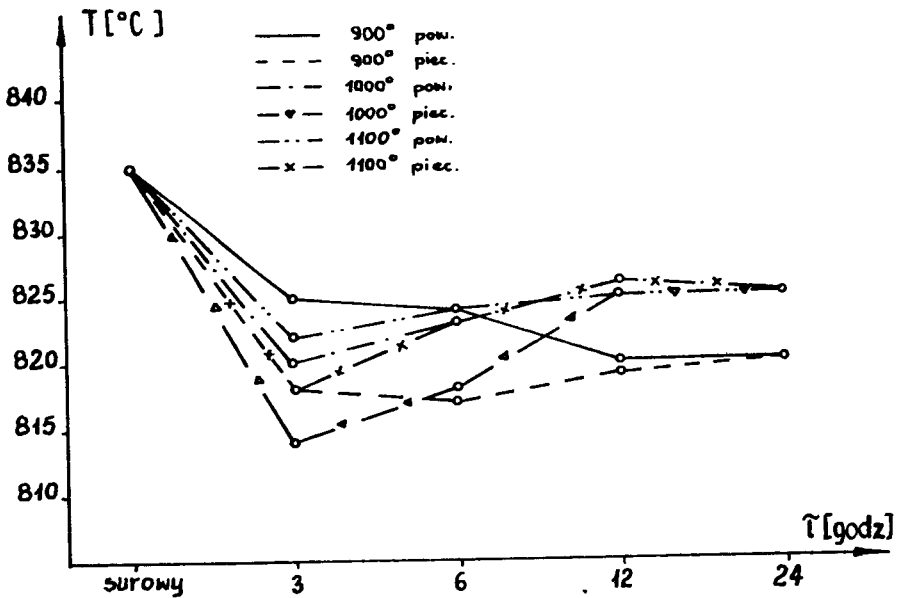
Rysunki 5, 6 i 7 przedstawiają zmianę położenia punktu  $A_{c1}^k$  dla badanych gatunków żeliwa.

We wszystkich gatunkach żeliwa austenitzowanie prowadzi od obniżenia temperatury  $A_{c1}^k$ , najsilniej dla żeliwa 3.

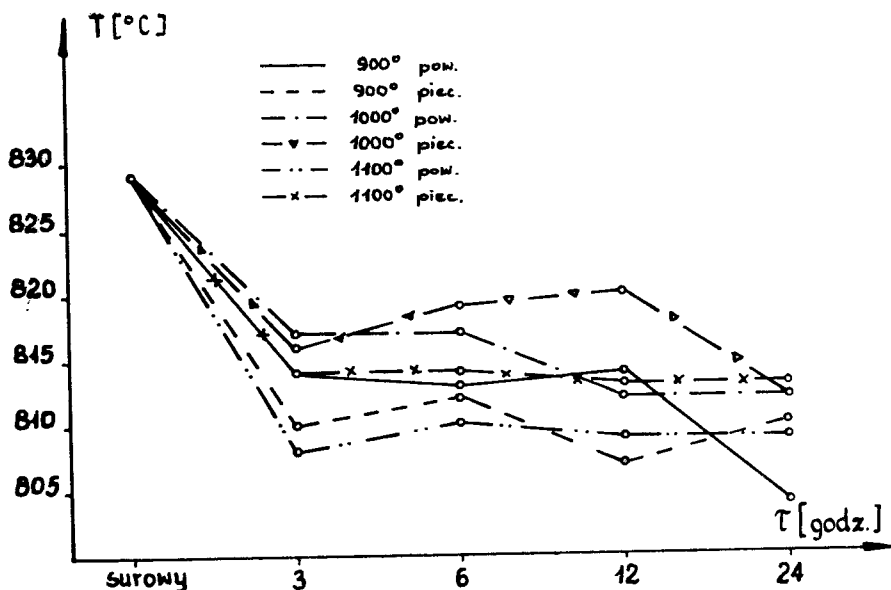
W żeliwie 1 /rys. 5/ po chłodzeniu w powietrzu maksymalne obniżenie punktu  $A_{c1}^k$  występuje po 3 godzinach wygrzewania. Wzrost czasu wygrzewania powoduje nieznaczny przyrost temperatury punktu. W żeliwie chłodzonym w piecu maksymalne obniżenie następuje dopiero po 6 godzinach



Rys. 5. Połączenie punktu  $A_{C1}^k$  żeliwa 1 w zależności od temperatury i czasu austenitzowania oraz sposobu chłodzenia



Rys. 6. Położenie punktu  $A_{C1}^k$  żeliwa 2 w zależności od temperatury i czasu austenitzowania oraz sposobu chłodzenia



Rys. 7. Położenie punktu  $A_{c1}^k$  żeliwa 3 w zależności od temperatury i czasu austenitzowania oraz sposobu chłodzenia

wygrzewania. O wpływie wygrzewania w dłuższym czasie można powiedzieć, że jest nieistotny, jeżeli pominiemy się fakt braku możliwości wyznaczenia punktów  $A_{c1}^k$  dla wygrzewania w czasie 12 godzin w temperaturach 1000 i 1100°C.

We wszystkich czasach i temperaturach austenitzowania, żeliwo 1 chłodzone w powietrzu, posiada wyższą temperaturę punktu  $A_{c1}^k$  od żeliwa chłodzonego w piecu.

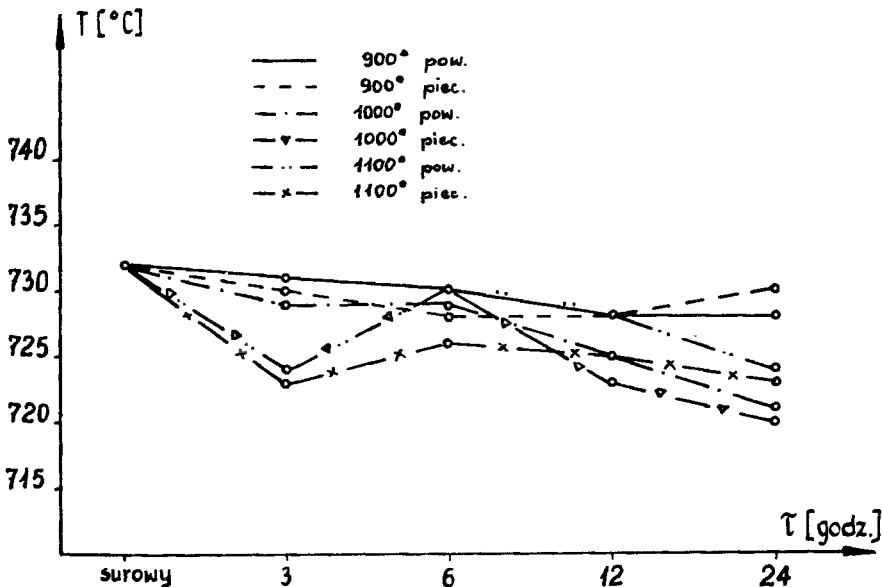
W żeliwie 2 /rys. 6/ maksymalne obniżenie temperatury punktu  $A_{c1}^k$  występuje po trzech godzinach wygrzewania, bez względu na sposób chłodzenia. Dłuższe czasy wygrzewania powodują na ogół nieznaczne podniesienie temperatury punktu. W żeliwie 2, jedynie 3 godziny austenitzowania w każdej temperaturze, prowadzi do otrzymania wyższej temperatury punktu  $A_{c1}^k$  po chłodzeniu w powietrzu, w stosunku do chłodzenia w piecu. Wpływ dłuższych czasów

wygrzewania jest trudny do określenia. Można sądzić, że dłuższe czasy wygrzewania nie wywierają istotnego wpływu.

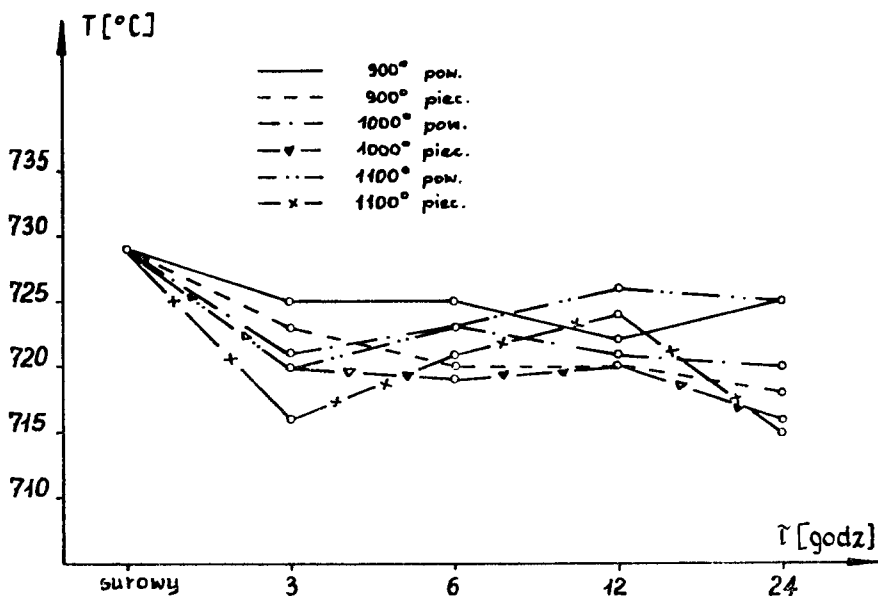
W żeliwie 3 /rys. 7/, podobnie jak w żeliwie 2, maksymalne obniżenie temperatury  $A_{c1}^k$  występuje po trzech godzinach wygrzewania. Dłuższe czasy wygrzewania w różny sposób wpływają na położenie punktu. Podobnie jak w żeliwie 2 prawdopodobnie nie mają one istotnego wpływu na położenie punktu. Również wpływ sposobu chłodzenia jest trudny do określenia.

Rysunki 8, 9 i 10 przedstawiają położenie punktu  $A_{r1}^p$  dla badanych gatunków żeliwa.

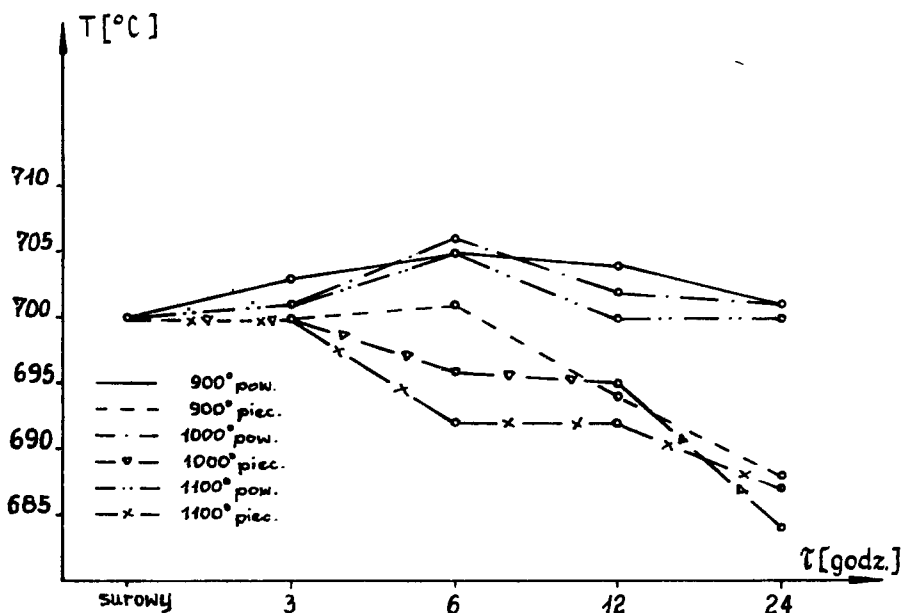
W żeliwie 1 /rys. 8/ wpływ austenityzowania w  $900^{\circ}\text{C}$ , bez względu na sposób chłodzenia, prawie nie występuje, natomiast austenityzowanie w  $1000$  i  $1100^{\circ}\text{C}$  powoduje na



Rys. 8. Położenie punktu  $A_{r1}^p$  żeliwa 1 w zależności od temperatury i czasu austenityzowania oraz sposobu chłodzenia



Rys. 9. Położenie punktu  $A_{r1}^P$  żeliwa 2 w zależności od temperatury i czasu austenitzowania oraz sposobu chłodzenia

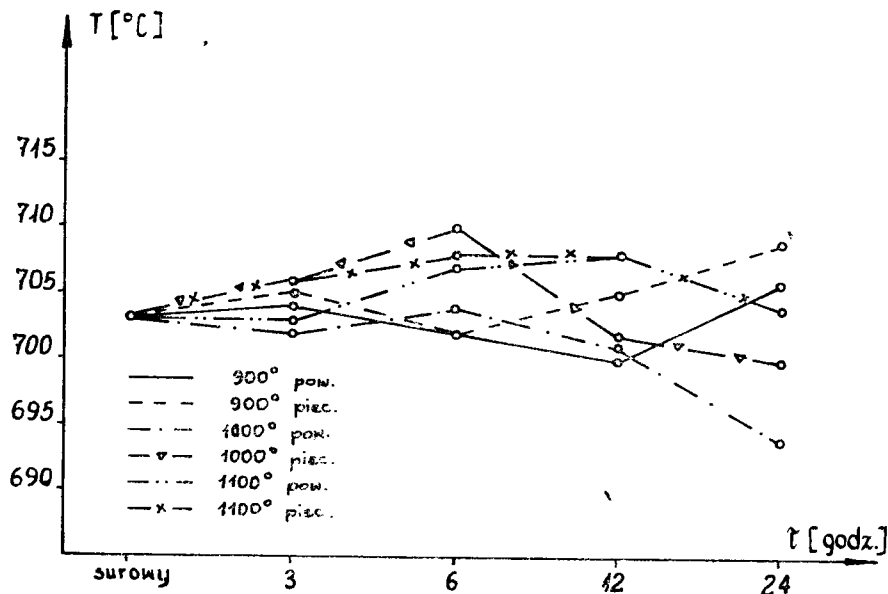


Rys. 10. Położenie punktu  $A_{r1}^P$  żeliwa 3 w zależności od temperatury i czasu austenitzowania oraz sposobu chłodzenia

ogół obniżenie punktu  $A_{r1}^P$  w stosunku do stanu surowego.

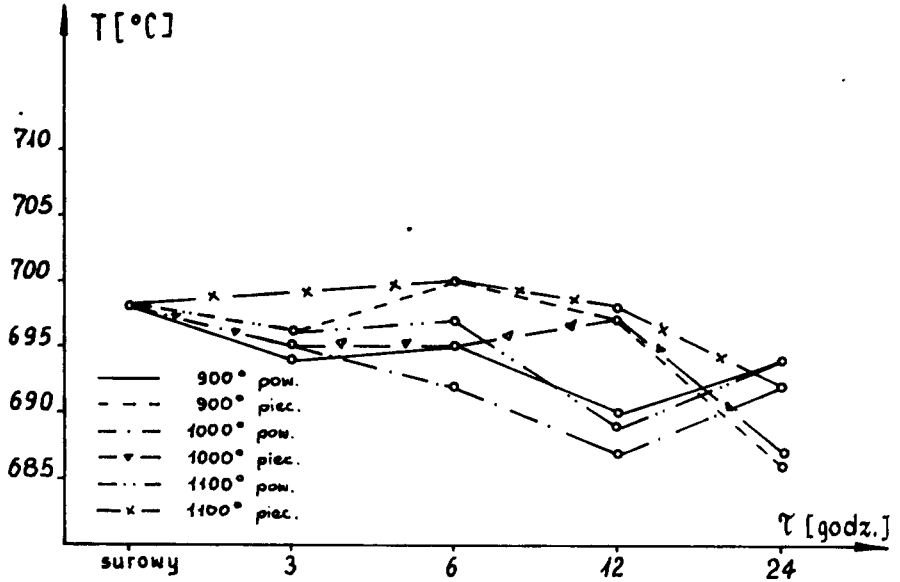
W żeliwie 2 /rys. 9/ wszystkie warunki wyżarzania powodują na ogół obniżenie punktu  $A_{r1}^P$ , natomiast w żeliwie 3 /rys. 10/ chłodzenie w powietrzu powoduje podwyższenie, a chłodzenie w piecu obniżenie temperatury punktu, tym wyraźniejsze im dłuższy jest czas wygrzewania.

Przedstawione na rysunkach 11, 12 i 13 położenie punktu  $A_{r1}^k$  jest trudne do oceny. Na ogół w żeliwie 1 i 3 następuje podwyższenie temperatury punktu  $A_{r1}^k$ , a w żeliwie 2 obniżenie w stosunku do stanu surowego.

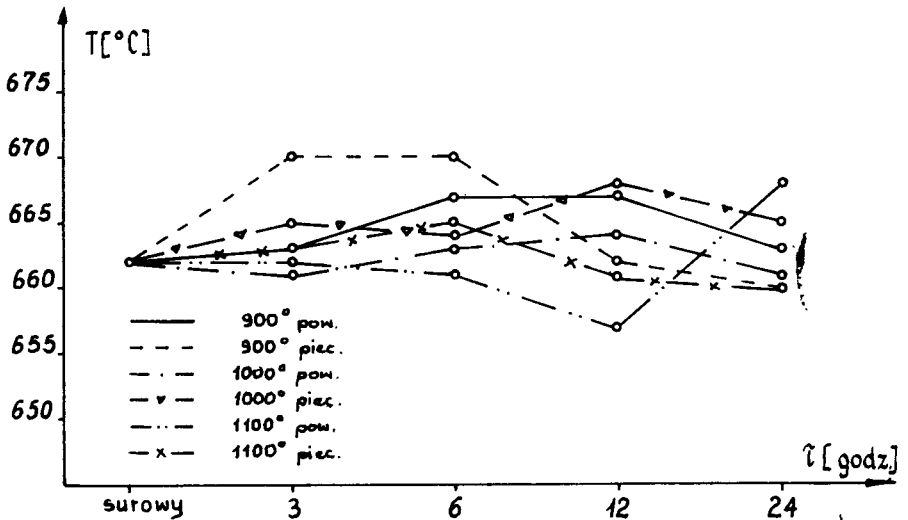


Rys. 11. Położenie punktu  $A_{r1}^k$  żeliwa 1 w zależności od temperatury i czasu austenitowania oraz sposobu chłodzenia





Rys. 12. Położenie punktu  $A_{r1}^k$  żeliwa 2 w zależności od temperatury i czasu austenitzowania oraz sposobu chłodzenia



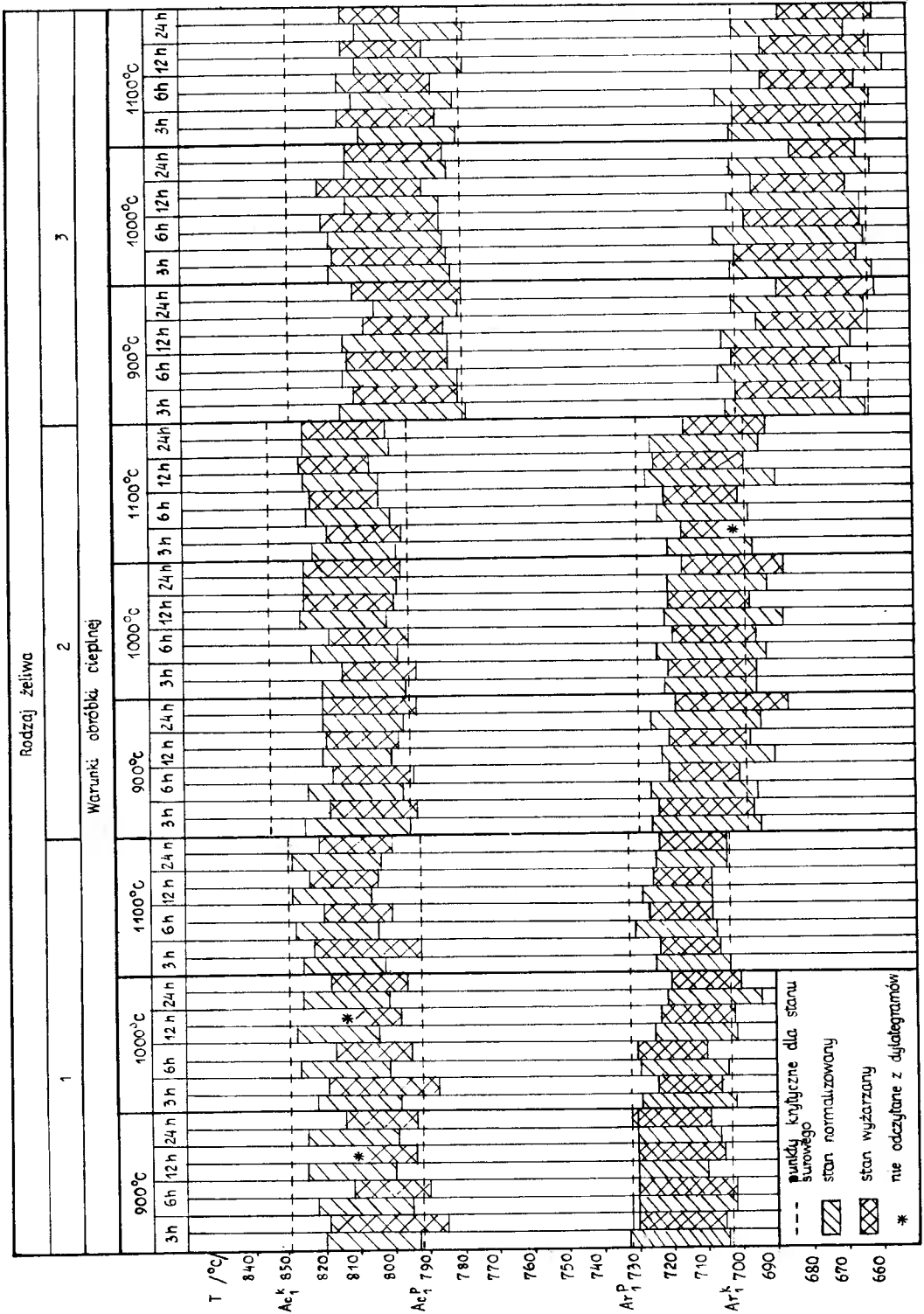
Rys. 13. Położenie punktu  $A_{r1}^k$  żeliwa 3 w zależności od temperatury i czasu austenitzowania oraz sposobu chłodzenia

Na rysunku 14 przedstawiono sumarycznie zmiany położenia punktów krytycznych w zależności od warunków austenitzowania i sposobu chłodzenia. Naniesiono również punkty krytyczne żeliwa w stanie surowym.

Z rysunku wynika, że różnica temperatury  $A_{c1}^P - A_{r1}^P$  wynosi dla stanu surowego badanego żeliwa:  $60^{\circ}\text{C}$  dla żeliwa 1,  $66^{\circ}\text{C}$  dla żeliwa 2 i  $79^{\circ}\text{C}$  dla żeliwa 3. Wzrost wartości różnicy jest związany ze składem chemicznym /wzrost zawartości manganu/ i zdolnością żeliwa do przegrzania i przechłodzenia.

Z rysunku wynika dalej, że szerokość zakresów temperatury  $A_{c1}$  dla każdego gatunku żeliwa w stanie surowym jest znacznie większa aniżeli po ujednorodnieniu, natomiast szerokość zakresów temperatury  $A_{r1}$  nie ulega znaczniejszej zmianie.

Mając na uwadze praktyczny cel wyznaczania temperatur krytycznych żeliwa sferoidalnego należy zwrócić uwagę na obniżenie punktu  $A_{c1}^k$  dla żeliwa 2 i 3. W precyzyjnej dwuzabiegowej obróbce cieplnej, w której pierwszy zabieg polega na austenitzowaniu, a drugi może być austenitzowaniem zupełnym lub niezupełnym, należy brać pod uwagę zmiany temperatur krytycznych.



## 5. Wnioski

Badania wykazały, że ujednorodnienie wywiera wpływ na położenie temperatury krytycznej:

- a/ powoduje zmniejszenie szerokości zakresu temperaturowego  $A_{c1}$  i mało wpływa na szerokość zakresu temperatury  $A_{r1}$ ,
- b/ na ogół podwyższa temperaturę  $A_{c1}^p$ ,
- c/ obniża temperaturę  $A_{c1}^k$  tym silniej im więcej żeliwo zawiera manganu,
- d/ nie wpływa na położenie  $A_{r1}^p$  i  $A_{r1}^k$  żeliwa 1 /zawartość Mn 0,68%/ i nieco obniża te temperatury dla żeliwa 2.

Badania wykazały również, że zmiany położenia temperatury krytycznej, szczególnie  $A_{c1}$  są zależne od tego, czy żeliwo było po austenityzacji chłodzone w powietrzu czy w piecu.

Badania pozwalają na wysunięcie hipotezy, że ujednorodnienie wywołuje w początkowym okresie wygrzewania nasilenie segregacji /żeliwo 1 i 2/ lub także jej zmiany, które w istotny sposób wpływają na położenie punktów krytycznych, zwykle różne dla różnych sposobów chłodzenia.

Badania potwierdzają znany fakt, że ujednorodnienie żeliwa zachodzi bardzo powoli nawet po zastosowaniu wysokiej temperatury i długiego czasu wygrzewania.

Z badań wynika również potrzeba zbadania segregacji składników chemicznych, głównie krzemu i manganu, w zależności od składu chemicznego żeliwa i warunków austenityzowania. Badania te, z zastosowaniem mikroanalizy rentgenowskiej zostaną przeprowadzone w Zakładzie Materiałoznawstwa i Obróbki Plastycznej ATR.

Literatura

1. Bylica A., Sakwa W.: Dobór parametrów dwustopniowego wyżarzania grafityzującego żeliwa sferoidalnego w świetle nowych badań. VI Konf. PAN - STOP Katowice, 1968, s.167
2. Charbonnier J., Margierie J.C.: Mikrosegierungen bei Gusseisen. Giesserei. Techn.-Wiss. Beihefte, 1964, z.3, s. 143
3. Charbonnier J., Margierie J.C.: Nouvelle contribution á étude générale des microsegregations dans le alliages Fe-C du type "Fonte". Fonderie, 1967, nr 259, s. 333
4. Mayer H.: Il trattamento termico della ghisa a grafite lamellare e sferoidale. Fonderia, 1966, t. 15, nr 12, s. 425
5. Okumoto Takeomi, Hasegawa Kynji, Tonikawa Minoru,: Improving the mechanical properties of pearlitic ductile iron by twostep normalizing. Trans. Amer. Foundrymen's Soc. Vol. 79, 1971, s. 473
6. Oleszycki H.: Mechanizm powstawania perlitu z cementytem kulkowym w żeliwie sferoidalnym w czasie zabiegów cieplnych. Praca dokt. AG-H. Kraków, 1970
7. Pelhan G.: Mikrosegierungen und Wärmebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei - Praxis, 1973, nr 17, s. 303
8. Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. WNT. Warszawa, 1974
9. Rączka J.: Żeliwo ciągliwe. PWT. Warszawa, 1961

10. Rączka J., Lewandowski K.: Właściwości i zastosowanie żeliwa sferoidalnego z podwyższoną zawartością krzemu. Prace Inst. Odlew. 1962, z. 4, s. 310
11. Sękowski K.: Niejednorodność składu chemicznego osnowy metalowej żeliwa sferoidalnego. Przegl. Odlew. 1973, nr 8 - 9, s. 250
12. Žukov A.A.: O mikrolikvacji kremnja v magnievom čugunie. MITOM 1968, nr 5, s. 54.

THE EFFECT OF HOMOGENIZATION ON SITUATION OF CRITICAL TEMPERATURES /POINTS/ ON SPHEROIDAL CAST IRON

Summary

It has been ascertained that cast iron austenitization and way of cooling /air, furnace/ influence critical points distribution. There takes place the decrease in the width of the temperature range  $A_{c1}$ , whereas the range  $A_{r1}$  does not undergo considerable changes. Usually the increase in the temperature  $A_{c1}^D$  occurs, and the temperature  $A_{c1}^k$  decreases depending on manganese content in cast iron. The temperatures  $A_{r1}$  undergo less considerable changes. Cooling conditions considerably influence critical points distribution, particularly points  $A_{c1}$ .

ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА ПОЛОЖЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР  
СФЕРОИДИЗОВАННОГО ЧУГУНА

## Резюме

Установлено, что аустенитизация чугуна и способ его охлаждения /на воздухе, в печи/ влияют на положение критических температур. Сокращается ширина температурных интервалов  $A_{CI}$ , тогда как интервал  $A_{r1}$  не подвергается значительным изменениям. Обычно повышается температура  $A_{CI}^H$ , а температура  $A_{CI}^K$  тем сильнее понижается, чем больше марганца содержится в чугуне. Температуры  $A_{r1}$  подвергаются значительным изменениям. Условия охлаждения существенно влияют на положение критических точек, особенно на точки  $A_{CI}$ .

Henryk Oleszycki

Jan Sadowski

DOBÓR WARUNKÓW CHŁODZENIA PO AUSTENITYZOWANIU  
PODCZAS WYŻARZANIA NORMALIZUJĄCEGO ŻELIWA  
SFEROIDALNEGO

Przeprowadzono badania nad sposobami chłodzenia po austenitzowaniu podczas wyżarzania normalizującego żeliwa sferoidalnego. Stwierdzono, że najkorzystniejszym sposobem chłodzenia jest chłodzenie stopniowe, polegające na chłodzeniu w piecu do temperatury 850°C, wygrzaniu w tej temperaturze przez czas co najmniej 2 godziny i dalszym chłodzeniu w powietrzu. Stwierdzono również, że powyższe warunki chłodzenia nie są zależne od zawartości manganu i zawartości węgla.

### 1. Wstęp

Wyżarzanie normalizujące żeliwa sferoidalnego polega na nagraniu do temperatury nadkrytycznej, wygrzaniu i następnie takim chłodzeniu, żeby otrzymać w strukturze żeliwa maksymalną ilość perlitu.

Przy okazji austenitzowania może zachodzić potrzeba rozłożenia oementytu ledeburytycznego, względnie ujednorodnienia osnowy.

Istotną rolę podczas wyżarzania normalizującego spełniają: temperatura i czas austenitzowania oraz sposób chłodzenia. Zazwyczaj po austenitzowaniu chłodzenie odbywa się w powietrzu, bezpośrednio z temperatury wygrzewania. Jednakże w wielu przypadkach stosuje się inny



sposób chłodzenia; wpiery w piecu do temperatury niższej, lecz w dalszym ciągu nadkrytycznej, a następnie w powietrzu. W tej drugiej temperaturze stosuje się czas wygrzewania od 0 do kilku godzin i wówczas chłodzenie nosi nazwę stopniowego.

J.Rączka [1] przedstawiając osiągnięcia radzieckie w produkcji modyfikowanego żeliwa ciągliwego podał, że uczeni i praktycy radzieccy stosują podczas wyżarzania sferoidyzującego austenitizację z chłodzeniem w piecu do takiej temperatury, aby pozostawić w żeliwie 0,40 - 0,50% węgla związanego. Potrzebę tego podchłodzenia wyjaśniono tym, że taka zawartość  $C_{zw}$  wyraźnie ułatwia i przyspiesza proces sferoidyzacji cementytu eutektoidalnego.

Ponieważ najczęściej przyjmuje się, że w żeliwie w wyniku obecności krzemu i manganu zawartość węgla  $C_{zw}$  w eutektoidzie wynosi około 0,6%, należy sądzić, że obniżenie jego do 0,40 - 0,50% wywołuje wydzielenie znacznej ilości ferrytu /około 20%/.

H.Mayer [4] zaleca stosowanie austenitizacji w temperaturze  $900^{\circ}C$  w czasie 5 godzin z następnym chłodzeniem w piecu z prędkością  $30^{\circ}/h$  do temperatury  $850^{\circ}C$  i dalej w powietrzu. H.Mayer nie wyjaśnia potrzeby chłodzenia stopniowego.

G.I.Cox [2] stosował w badaniach austenitizowanie w temperaturze  $900^{\circ}C$  w czasie 2 godzin, następnie chłodzenie w piecu do temperatury 780, 760 i  $740^{\circ}C$  z wygrzaniem w każdej przez czas 2 godzin i dalszym chłodzeniem w powietrzu. Po takiej obróbce wytrzymałość na rozciąganie zmniejsza się od  $81 \text{ kg/mm}^2$  w temperaturze  $780^{\circ}C$  do

56  $\text{kg/mm}^2$  w temperaturze  $740^\circ\text{C}$ , granica plastyczności  $R_{0,1}$  również obniżała się z 44  $\text{kg/mm}^2$  w temperaturze  $780^\circ\text{C}$  do 37  $\text{kg/mm}^2$  w temperaturze  $740^\circ\text{C}$ . W zakresie 780 do  $760^\circ\text{C}$  właściwość ta nie ulegała zmianie. Podobnie twardość nie ulegała zmianie w tym samym zakresie temperatury i wynosiła 235  $\text{kg/mm}^2$ , a obniżała się do 197  $\text{kg/mm}^2$  w temperaturze  $740^\circ\text{C}$ . Wydłużenie A rosło od 8% w  $780^\circ\text{C}$  do 14% w  $740^\circ\text{C}$ , a udarność z 6,3  $\text{kGm/cm}^2$  w  $780^\circ\text{C}$  do 7,9  $\text{kGm/cm}^2$  w  $740^\circ\text{C}$ .

Jak więc widać w całym badanym zakresie temperatury podchładzania następowało obniżenie właściwości wytrzymałościowych /z wyjątkiem twardości i  $R_{0,1}$  w zakresie 780- $760^\circ\text{C}$ /, a wzrost właściwości plastycznych. Należy podkreślić, że następowała również zmiana zawartości perlitu z 73% w temperaturze  $780^\circ\text{C}$  do 61% w temperaturze  $760^\circ\text{C}$  i 28% w temperaturze  $740^\circ\text{C}$ . Szczególnie szybki spadek zawartości perlitu następował w zakresie 760 -  $740^\circ\text{C}$ . Tak znaczne zmiany strukturalne wyjaśniają poprzednio podane zmiany właściwości.

Autor [7] stosował chłodzenie w piecu do temperatury  $880^\circ\text{C}$  po austenitzowaniu żeliwa w temperaturze  $1050^\circ\text{C}$ . Potrzebę takiego podchłodzenia uzasadnił tym, że w żeliwie o wyższej zawartości manganu bezpośrednie chłodzenie z temperatury austenitzowania powodowało powstawanie w osnowie żeliwa niekorzystnych wydzieleni cementytu siatkowego. Należy dodać, że badane żeliwo zawierało w stanie surowym cementyt ledeburytyczny, który przez wygrzewanie w czasie 6,5 godziny w  $1050^\circ\text{C}$  ulegał całkowitemu rozkładowi. Tę samą temperaturę podchładzania stosował również w innych pracach [8, 9].

H.Mayer i F.Hämmerli [5] stosowali podchłodzenie do

temperatury 870 lub 820°C z wygrzewaniem w czasie 3 godzin po austenitzacji w temperaturze 900°C, w czasie 8 godzin. Wynik tej obróbki podano w tabeli 1. Charakterystyczne jest podniesienie  $R_m$  i  $A_5$  w temperaturze 820°C

Tabela 1

**Właściwości mechaniczne żeliwa po  
chłodzeniu stopniowym 5**

Lp	Warunki austen.	Warunki chłodz. stopn.	Właściwości mechaniczne			
			$R_m$ kg/mm <sup>2</sup>	$R_{0,2}$ kg/mm <sup>2</sup>	$A_5$ %	HB kg/mm <sup>2</sup>
1	900°C-8h	870-3 h	64,3	45,6	2,4	256
2	900°C-8h	820-3 h	71,4	44,5	5,8	241

oraz obniżenie twardości i nieznaczne obniżenie granicy plastyczności pomimo, że jak stwierdzają H.Mayer i F.Hammerli, temperatura 820°C była międzykrytyczną.

O.Tokeomi, H.Kyuji i T.Minoru [6] przeprowadzili specjalne badanie chłodzenia stopniowego /według ich określenia normalizacji dwustopniowej/ stosując austenitzację w temperaturze 930°C w czasie 3 godziny i chłodzenie w piecu do temperatury 840, 810 i 780°C, z wygrzewaniem w czasie 2 h i dalszym chłodzeniem w powietrzu. Według nich dwustopniowa normalizacja powoduje nieznaczne obniżenie  $R_m$  i HB, ale podnosi od 1,5 do 2 razy udarność w stosunku do normalizacji zwykłej. Ponadto stwierdzili obniżenie się progu kruchości żeliwa. Uważają również, że temperatura wygrzewania po podchłodzeniu nie powinna być niższa od 780°C dla zabezpieczenia przed nadmiernym wydzieleniem ferrytu.

O.Tokeomi i współautorzy sporządzili wykresy CTPi

dla trzech gatunków żeliwa o różnej zawartości krzemu i podali na nich temperatury  $A_{g1}$  górną i dolną. Symbolem  $A_{g1}$  oznaczyli zakres temperatur układu CTPi, w którym wydziela się podczas izotermicznego wygrzewania ferryt. Temperatury te podano w tabeli 2. We wszystkich przypad-

Tabela 2

Temperatury  $A_{g1}$  układu CTPi 6

Zawartość krzemu w %	Temperatury $A_{g1}$ w °C	
	górną	dolną
2,38	825	773
2,72	830	775
3,45	882	822

kach podane w tabelach wartości osiągnięto po izotermicznym wygrzewaniu w czasie około 33 godzin. Jeżeli przyjąć, że wygrzewanie w temperaturze 820 i 780°C O.Takeomi z współpracownikami wykonali w czasie 2 godzin, to jedynie w temperaturze 780°C osiągnęli i przekroczyli linię początku wydzielenia się ferrytu. Mimo tego w każdej z temperatur 840, 810 i 780°C otrzymali obniżenie się  $R_m, R_{0,2}$ , HB i wzrost wydłużenia oraz udarności.

Według O.Takeomi i współpracowników temperatury  $A_{g1}$  /górną i dolną/ należą do układu stabilnego. Wyznaczano również temperatury  $A_1$  górną i dolną. Jednakże na podstawie przebiegu krzywych na ich wykresach CTPi należy raczej uważać górną temperaturę  $A_{g1}$  za przemianę  $A_3$ , a dolną za  $A_{r1}$  /dla izotermicznego chłodzenia ograniczonego do czasu około 33 godzin/.

J.Piaskowski i J.Stec 10 badali wpływ chłodzenia przerywanego po austenityzowaniu w temperaturze  $950^{\circ}\text{C}$  w ciągu 1 godziny z chłodzeniem w piecu do temperatury 900, 860, 820 i  $780^{\circ}\text{C}$  i po austenityzowaniu w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$  w czasie 1 godziny z chłodzeniem w piecu do temperatury 860, 820 i  $780^{\circ}\text{C}$ . Z ich badań wynika, że w każdym przypadku austenityzowania im chłodzenie w powietrzu rozpoczyna się w niższej temperaturze, tym otrzymuje się niższe właściwości wytrzymałościowe ( $R_m$ ,  $R_e$ , HB); a zazwyczaj wyższe plastyczne ( $A_5$ ,  $K_M$ ). Przy tym austenityzowanie w temperaturze  $950^{\circ}\text{C}$  powoduje w porównaniu do austenityzowania w  $900^{\circ}\text{C}$  otrzymanie wyższych właściwości wytrzymałościowych i niższych plastycznych. Przyczyną tego zjawiska może być wpływ większego ujednorodnienia w temperaturze 950.

Przeprowadzone przez J.Piaskowskiego i J.Steca badania strukturalne wykazały, że po austenityzowaniu w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$  otrzymuje się po chłodzeniu stopniowym /szczególnie przy temperaturze 820 i  $780^{\circ}\text{C}$ / większą ilość ferrytu, niż po austenityzowaniu w  $950^{\circ}\text{C}$ .

Jak widać z przeglądu istnieje uzasadniona potrzeba stosowania podchłodzenia podczas normalizowania. Brak jest jednakże badań nad potrzebą stosowania wygrzewania w temperaturze podchłodzenia. Takie badania postanowiono przeprowadzić.

## 2. Program i metodyka badań

Do badań przyjęto 5 gatunków żeliwa sferoidalnego wytopionego w żeliwiaku kwaśnym z grzanym dmuchem i odlanego do form płaskowych w odlewy Y. Skład chemiczny żeliwa podaje tabela 3.

Tabela 3

## Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego

Gatunek żeliwa	Zawartość składników w % ciężarowych				
	C	Si	Mn	P	S
1	3,38	2,66	0,69	0,10	0,007
2	3,65	2,52	0,97	0,09	0,007
3	3,40	2,46	1,70	0,09	0,007
4	2,88	2,85	1,07	0,10	0,007
5	2,95	2,66	1,71	0,06	0,008

Trzy pierwsze gatunki żeliwa otrzymano z wsadu: surowka + żłom obiegowy, pozostałe dwa, o obniżonej zawartości węgla, z wsadu: żłom stalowy /80%/ + żłom obiegowy.

Żeliwo austenitzowano w temperaturze 1000°C w czasie 4 i 16 godzin i chłodzono w piecu, a następnie w powietrzu. Chłodzenie wykonano według 4 wariantów:

Wariant 1 - chłodzenie do 900°C w piecu, wygrzewanie w czasie 0,2 i 8 godzin i dalsze chłodzenie w powietrzu.

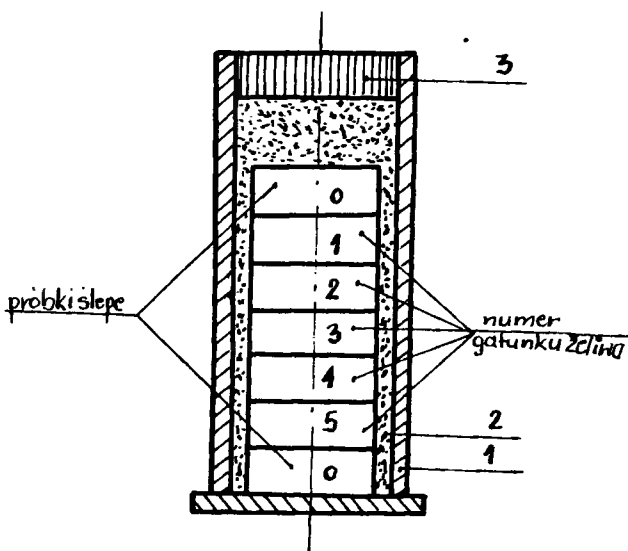
Wariant 2 - Chłodzenie do 850°C w piecu, wygrzewanie w czasie 0,2 i 8 godzin i dalsze chłodzenie w powietrzu.

Wariant 3 - Chłodzenie do 800°C w piecu, wygrzewanie w czasie 0,2 i 8 godzin i dalsze chłodzenie w powietrzu.

Wariant 4 - Chłodzenie do 750°C w piecu, wygrzewanie w czasie 0,2 i 8 godzin i dalsze chłodzenie w powietrzu.

Próby do badań wycięto z dolnych części odlewów Y w formie krążków o wymiarach: średnica 22 mm, wysokość 15 mm. Przy odcinaniu prób odrzucono z boków odlewów Y odcinki o grubości 8,5 mm.

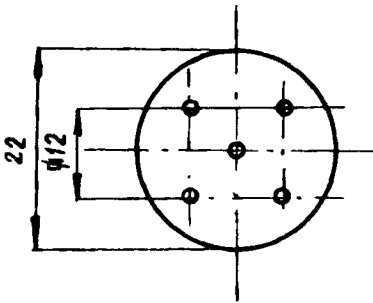
Do wyżarzania próby ładowano do pojemników z rur stalowych o średnicy wewnętrznej 27 mm i dla zabezpieczenia ich przed utlenianiem i odwęglaniem zasypywano węglem drzewnym oraz zamykano warstwą azbestu. Dla zapewnienia równomiernego rozkładu temperatury w pojemniku dodawano do kompletu prób dwie próby ślepe. Schemat ładowania pojemników podano na rysunku 1. Chłodzenia prób w piecu oraz w powietrzu dokonywano w pojemnikach.



Rys. 1. Schemat ładowania próbek w pojemniku. 1 - pojemnik, 2 - węgiel drzewny, 3 - tektura azbestowa.

Po zakończeniu obróbki cieplnej z każdej próby zdejmowano przez toczenie warstwę o grubości 5 mm, następnie wykonywano zgłady do badania twardości i struktury.

Badanie twardości przeprowadzono na twardościomierzu HPO-250 kulką o średnicy 2,5 mm, przy obciążeniu 187,5 kg w pięciu miejscach na zgładzie próby. Schemat rozkładu miejsc pomiaru twardości podaje rysunek 2.



Rys. 2. Miejsce pomiaru twardości na próbach.

Te same próby wykorzystano do ilościowych badań struktury. Badania te polegały na określeniu zawartości ferrytu oraz innych składników /cementytu, martenzytu/ w osnowie żeliwa. Wykonano je metodą siatkową, przy czym ilość przysłożeń siatki wyznaczono zgodnie z wzorem podanym przez A. Rysia [12].

### 3. Wyniki badań i ich analiza

Wynik badania twardości oraz struktury żeliwa w stanie surowym przedstawiono w tabeli 4. Żeliwo 1 jest ferrytyczno-perlityczne, żeliwo 2 perlityczno-ferrytyczne, żeliwo 3 praktycznie perlityczne, natomiast 4 i 5 perlityczno-cementytowe.

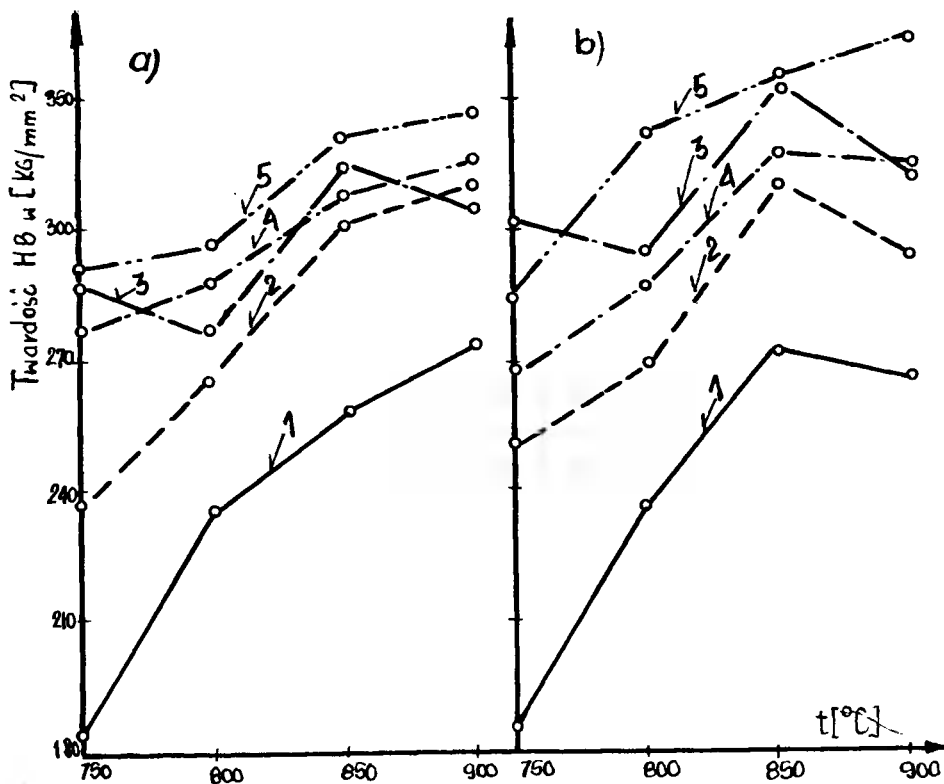
Wpływ temperatury podchłodzenia przy chłodzeniu stopniowym /czas wygrzewania w temperaturze podchłodzenia 0 godzin/ przedstawiono na rysunku 3a dla żeliwa austenitowanego w czasie 4 godzin i 3b dla żeliwa austenitowanego w czasie 16 godzin.



Tabela 4

Twardość HB<sub>2,5/187,5/15</sub> oraz struktura żeliwa sferoidalnego w stanie surowym

Gatunek żeliwa	Twardość HB w 2 kG/mm <sup>2</sup>	Skład struktury osnowy żeliwa w %		
		Ferryt	Perlit	Cementyt
1	192,3	78,1	21,9	-
2	233,5	28,8	70,6	0,6
3	238,4	7,1	92,5	0,4
4	307,1?	4,1	89,6	6,3
5	279,6?	2,0	91,1	6,9

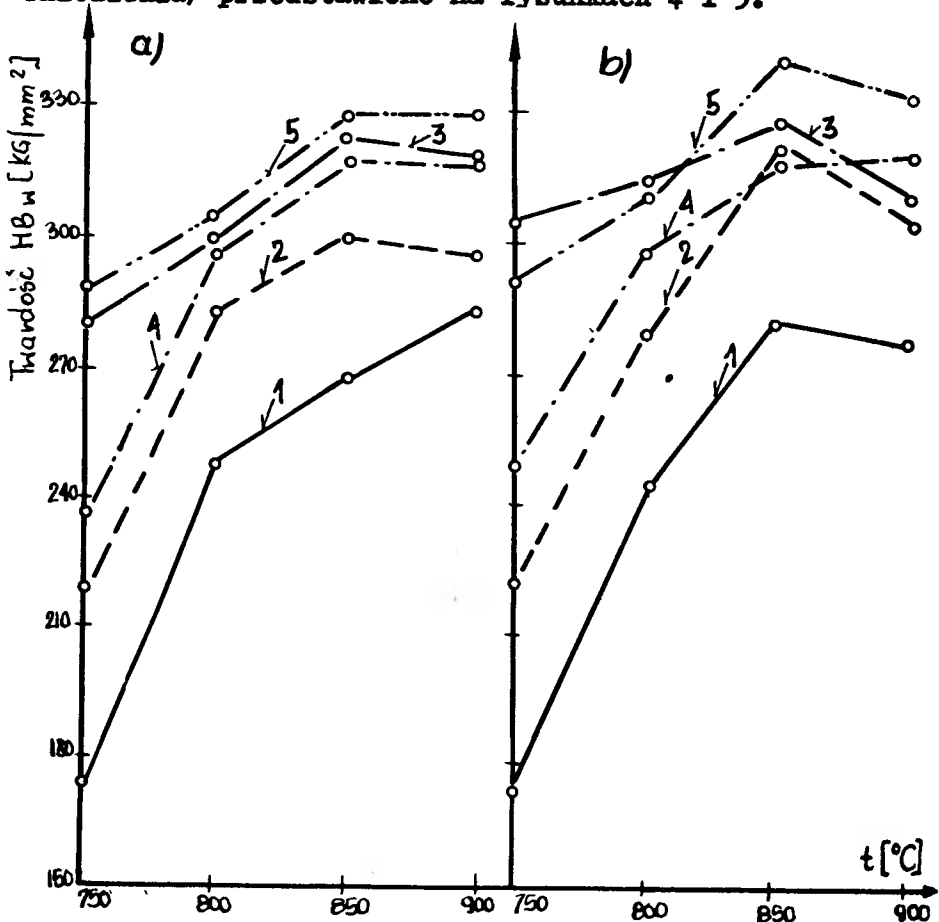


Rys. 3. Wpływ temperatury podchładzania bez wygrzewania na twardość żeliwa; a/ austenityzowanie w 1000°C w czasie 4 godzin, b/ austenityzowanie w 1000°C w czasie 16 godzin.

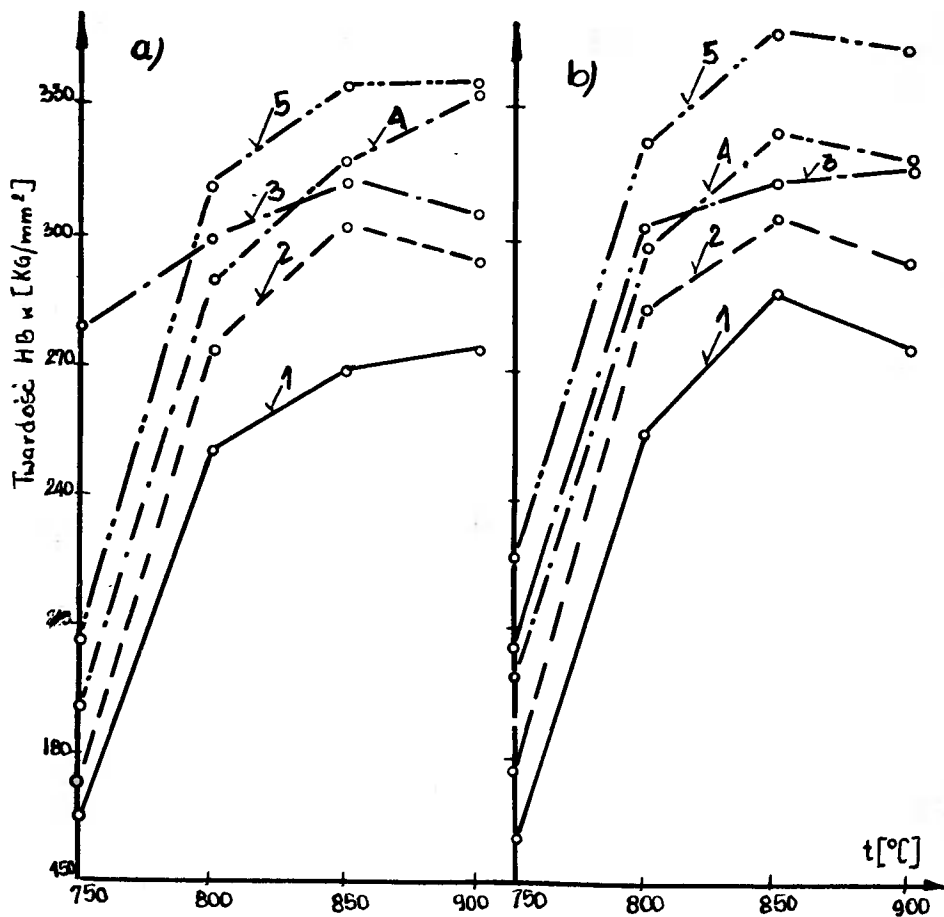
Z rysunku 3a widać, że maksymalną twardość otrzymuje żeliwo po podchłodzeniu do  $900^{\circ}\text{C}$ . Każda niższa temperatura podchłodzenia powoduje coraz silniejszy spadek twardości. Nieco inaczej niż pozostałe rodzaje żeliwa zachowuje się żeliwo 3.

Przedłużenie czasu austenitzowania powoduje, że maksymalną twardość żeliwo otrzymuje po podchłodzeniu do temperatury  $850^{\circ}\text{C}$  /z wyjątkiem żeliwa 5, rys. 3b/. Żeliwo 3 zmienia twardość podobnie jak po austenitzowaniu przez czas 4 godzin /rys. 3a/.

Wpływ temperatury podchładzania przy chłodzeniu stopniowym /chłodzenie z wygrzewaniem w temperaturze podchłodzenia/ przedstawiono na rysunkach 4 i 5.



Rys. 4. Wpływ temperatury podchładzania z wygrzewaniem w czasie 2 godziny na twardość żeliwa: a/ austenitzowanie w  $1000^{\circ}\text{C}$  w czasie 4 godzin, b/ austenitzowanie w  $1000^{\circ}\text{C}$  w czasie 16 godzin.



Rys. 5. Wpływ temperatury podchładzania z wygrzewaniem w czasie 8 godzin na twardość żeliwa: a/ austenityzowanie w  $1000^{\circ}\text{C}$  w czasie 4 h, b/ austenityzowanie w  $1000^{\circ}\text{C}$  w czasie 16 godzin.

Chłodzenie stopniowe z wygrzewaniem przez 2 godziny w temperaturze podchładzania powoduje, że żeliwo otrzymuje maksymalną twardość w temperaturze  $850^{\circ}\text{C}$  /z wyjątkiem żeliwa 1, rys. 4a, b/. Podobnie jak poprzednio, obniżenie temperatury podchładzania do  $800^{\circ}\text{C}$  i  $750^{\circ}\text{C}$  wydatnie obniża twardość żeliwa.

Przedłużenie czasu austenityzowania do 16 godzin /rys. 4b/ wyraźniej uwidacznia maksima twardości dla podchładzania do temperatury  $850^{\circ}\text{C}$ .

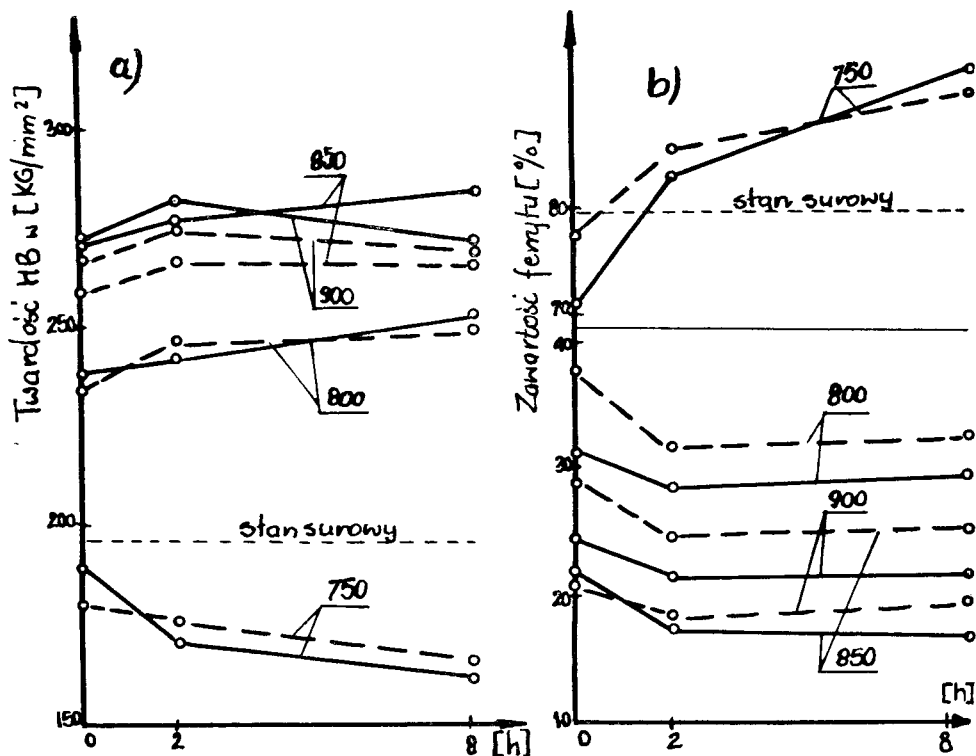
Chłodzenie stopniowe z wygrzewaniem przez 8 godzin w temperaturze podchładzania jeszcze wyraźniej niż przy wygrzewaniu przez 2 godziny uwydatnia wpływ temperatury  $850^{\circ}\text{C}$  /rys. 5a, b/.

Z powyższych badań wynika, że podczas chłodzenia stopniowego przy wygrzewaniu w czasie 0 godzin w temperaturze podchładzania po austenitzowaniu przez 16 godzin w temperaturze  $1000^{\circ}\text{C}$ , jak również podczas chłodzenia stopniowego, bez względu na czas austenitzowania w  $1000^{\circ}\text{C}$  i czas wygrzewania po podchłodzeniu, maksymalną twardość otrzymuje żeliwo w temperaturze podchładzania  $850^{\circ}\text{C}$ . Ponieważ jednocześnie wiadomo, że między twardością a wytrzymałością żeliwa obrabianego cieplnie /normalizowanego/ występuje na ogół zależność prosta, której wyrazem jest stały stosunek wytrzymałości na rozciąganie do twardości  $m = 0,30 - 0,34$  należy uważać, że podchłodzenie żeliwa po austenitzowaniu do  $850^{\circ}\text{C}$  pozwoli na otrzymanie w żeliwie maksymalnej wytrzymałości na rozciąganie.

Wpływ sposobu chłodzenia oraz czasu wygrzewania podczas chłodzenia stopniowego na twardość żeliwa jak również na jego strukturę przedstawiono dla poszczególnych rodzajów żeliwa.

Rysunek 6 przedstawia wpływ warunków chłodzenia na twardość /a/ i strukturę /b/ żeliwa 1. Twardość żeliwa przy zmianie czasu wygrzewania od 0 do 2 godzin wzrasta dla temperatury podchładzania 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$  i maleje dla  $750^{\circ}\text{C}$  /rys. 6a/.

Dalsza zmiana czasu wygrzewania od 2 do 8 godzin jedynie w temperaturze  $750^{\circ}\text{C}$  wywołuje ciągłe obniżenie twardości. W temperaturze 800 i  $850^{\circ}\text{C}$  twardość rośnie dla żeliwa austenitzowanego przez 16 godzin i utrzymuje się na sta-



Rys. 6. Wpływ czasu wygrzewania po podchłodzeniu na twardość i strukturę żeliwa 1. a/ twardość, b/ zawartość ferrytu. ---- 4 godz. austenitowania w  $1000^{\circ}\text{C}$ , — 16 godzin austenitowania w  $1000^{\circ}\text{C}$ .

łym poziomie dla żeliwa austenitowanego przez czas 4 godzin. W temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$  twardość nieco maleje bez względu na czas austenitowania.

Najwyższą twardość żeliwo 1 osiąga po podchłodzeniu do temperatury  $900^{\circ}\text{C}$  i niewiele mniejszą w temperaturze  $850^{\circ}\text{C}$ .

Przedłużenie czasu austenitowania z 4 do 16 godzin w temperaturze  $1000^{\circ}\text{C}$  powoduje niższą twardość żeliwa po podchłodzeniu do  $900^{\circ}\text{C}$ , bez względu na czas wygrzewania. Wpływ ten dla temperatury  $850^{\circ}\text{C}$  jest odwrotny, dłuższy czas austenitowania nadaje żeliwu stale wyższą twardość.

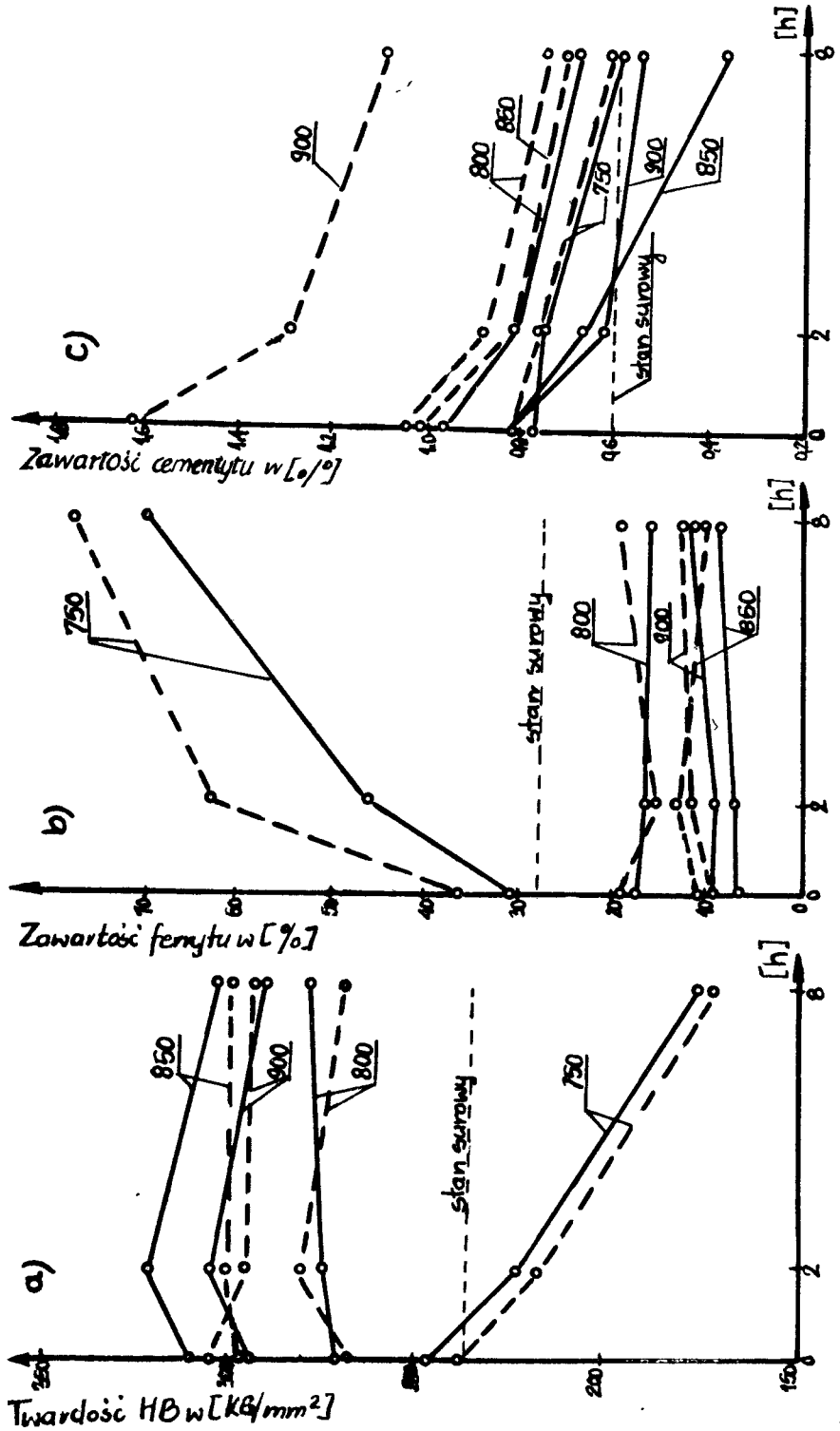
dość, w temperaturze  $800^{\circ}\text{C}$  nie ma on istotnego wpływu, a w temperaturze  $750^{\circ}\text{C}$ , w czasie wygrzewania od 2 do 8 godzin obniża twardość.

Zmiana zawartości ferrytu /rys. 6b/ w zależności od warunków chłodzenia żeliwa 1 niemal w pełni odpowiada zmianom twardości, z wyjątkiem temperatury  $800^{\circ}\text{C}$  gdzie przy dłuższym czasie austenitzowania żeliwo zawiera mniej ferrytu, co niezupełnie odpowiada przedstawionym na rysunku 6a zmianom twardości.

Należy zwrócić również uwagę na fakt, że twardość żeliwa 1 po podchłodzeniu do temperatury 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$ , bez względu na warunki austenitzowania i inne warunki chłodzenia, jest wyższa od twardości dla stanu surowego, natomiast po podchłodzeniu do  $750^{\circ}\text{C}$  jest niższa. Podobnie zawartość ferrytu dla temperatury 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$  jest niższa od zawartości w stanie surowym, a dla temperatury  $750^{\circ}\text{C}$  jest niższa dla wygrzewania w temperaturze podchłodzenia przez czas 0 godzin, ale wyższa dla wygrzewania w czasie 2 i 8 godzin.

W żeliwie 2 /rys. 7a/ zmiana czasu wygrzewania po podchłodzeniu do 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$  na ogół podnosi twardość /wyjątek stanowi żeliwo austenitzowane przez 4 godziny i podchłodzone do  $900^{\circ}\text{C}$ /, a do temperatury  $750^{\circ}\text{C}$  obniża ją. Dalszy wzrost czasu wygrzewania od 2 do 8 godzin obniża twardość dla żeliwa austenitzowanego przez 16 godzin i podchłodzonego do 900, 850 i  $750^{\circ}\text{C}$  i nie zmienia w  $800^{\circ}\text{C}$ . W żeliwie austenitzowanym przez 4 godziny twardość nie zmienia się w 900 i  $850^{\circ}\text{C}$  i maleje w  $800$  i  $750^{\circ}\text{C}$ .

W żeliwie 2 najwyższą twardość osiąga się po podchłodzeniu do temperatury 850 i nieco mniejszą w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$ .



Rys. 7. Wpływ czasu wygrzewania po podchłodzeniu na twardość i strukturę żeliwa 2.  
 a/ twardość, b/ zawartość ferrytu, c/ zawartość cementytu. ---- 4 godz. austenityzowania w 1000°C, — 16 godzin austenityzowania w 1000°C.

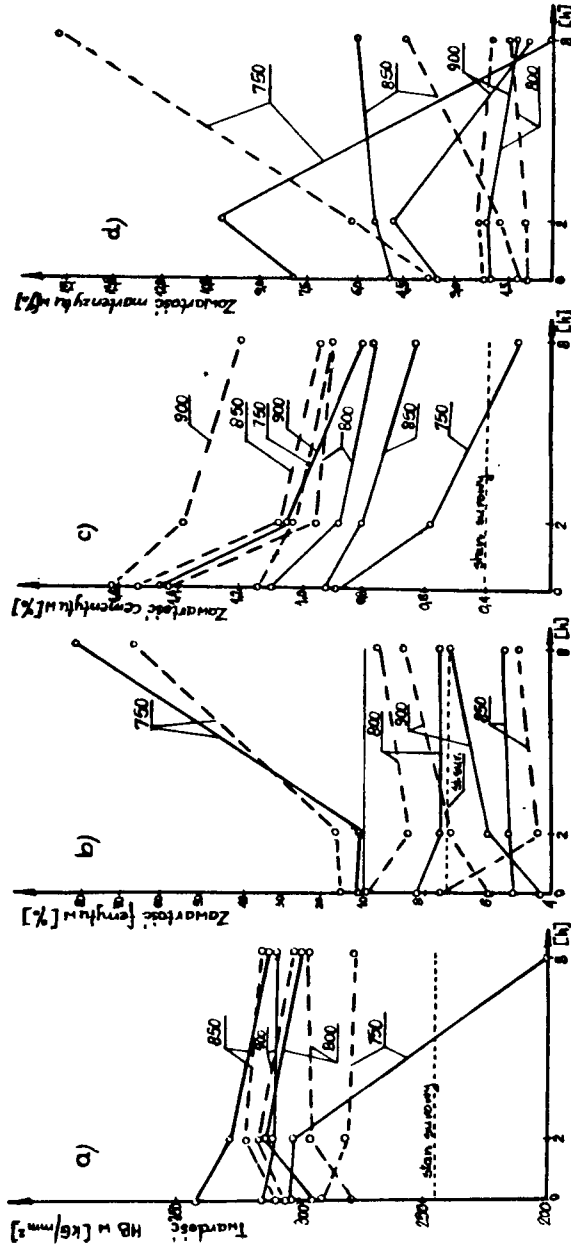
Zmiany zawartości ferrytu w żeliwie 2 po różnych warunkach chłodzenia odpowiadają w pełni zmianom twardości /rys. 7b/.

W żeliwie 2 poza ferrytem i perlitem występuje ponadto cementyt /rys. 7c/. Nieznaczne ilości cementytu w peryferyjnych obszarach komórek eutektycznych stwierdzono już w żeliwie surowym. Jednakże austenitizowanie powoduje przyrost cementytu. Jak wynika z rysunku 7c największy przyrost cementytu osiągnięto dla żeliwa austenitizowanego przez 4 godziny i chłodzonego stopniowo przy czasie wygrzewania 0 godzin w temperaturze podchłodzenia. Austenitizowanie przez 16 godzin zmniejsza ilość cementytu. Ponadto wygrzewanie po podchłodzeniu w każdej z przyjętych temperatur również zmniejsza ilość cementytu. Jednakże, w każdym niemal warunkach obróbczych, ilość cementytu jest wyższa niż w stanie surowym.

Stwierdzony w badaniach wzrost ilości cementytu po obróbce w stosunku do stanu surowego i charakterystyczne zmiany jego ilości, związane ze zmianą czasu austenitizowania jak też czasu wygrzewania w temperaturach podchłodzenia, należy łączyć ze zmianami w układzie segregacji pierwiastków w osnowie żeliwa. Przedstawione wyniki badań strukturalnych wskazują, że w pewnych warunkach obróbczych może następować nasilenie stopnia segregacji. Sprawa ta wymaga jednakże odrębnych badań dla jej pełniejszego wyjaśnienia.

W żeliwie 3 zmiana czasu wygrzewania od 0 do 2 godzin powoduje na ogół wzrost twardości żeliwa austenitizowanego przez 4 godziny i wzrost lub spadek twardości żeliwa austenitizowanego przez 16 godzin /rys. 8a/. Przedłużenie czasu wygrzewania po podchłodzeniu od 2 do 8 go-





Rys. 8. Wpływ czasu wygrzewania po podchłodzeniu na twardość i strukturę żeliwa 3. a/ twardość, b/ zawartość ferrytu, c/ zawartość cementytu, d/ zawartość martenzytu. ---- 4 godz. austenitowania w 1000°C, ——— 16 godz. austenitowania w 1000°C.

dzin wywołuje niesnaczące zmiany twardości żeliwa w temperaturze 900, 850 i 800°C i silny spadek w temperaturze 750°C.

Najwyższą twardość żeliwo 3 osiąga po podchłodzeniu do 850°C, bez względu na czas austenityzowania.

Twardość żeliwa 3 po obróbce jest /z wyjątkiem wygrzewania przez 8 godzin po podchłodzeniu do 750°C/ wyższa niż w stanie surowym.

Zmiany zawartości ferrytu nie w pełni odpowiadają zmianom twardości /rys. 8b/, szczególnie wyraźnie uwiadczenia się to dla żeliwa podchłodzonego do temperatury 750°C. Przyczyną tego jest pojawienie się w żeliwie 3 martenzytu /rys. 8d/. Z rysunku 8d widać, że maksymalna ilość martenzytu występuje w żeliwie austenityzowanym przez 4 i 16 godzin i podchłodzonym do 750°C, z tym, że wygrzewanie w tej temperaturze od 0 do 2 godzin podnosi jego zawartość, natomiast przedłużenie wygrzewania od 2 do 8 godzin obniża do zera w żeliwie austenityzowanym przez 16 godzin i podnosi w żeliwie austenityzowanym przez 4 godziny. Podobne zmiany zawartości martenzytu, choć jego ilość jest znacznie mniejsza, występują po podchłodzeniu do 800°C. W żeliwie podchłodzonym do 850°C ilość martenzytu rośnie z czasem wygrzewania, a w 900°C maleje.

Pojawienie się martenzytu jest wynikiem zmniejszonej szybkości krytycznej hartowania tego żeliwa w rezultacie wysokiej zawartości manganu. Jednakże charakterystyczne zmiany ilości martenzytu, w zależności od warunków chłodzenia, należy łączyć ze zmianami segregacji składników chemicznych żeliwa w trakcie austenityzowania w temperaturze 1000°C i wygrzewania w temperaturach podchłodzenia.

Żeliwo 3 zawiera również cementyt /rys. 8c/. Podobnie jak w żeliwie 2, tak też w żeliwie 3 obserwuje się wzrost zawartości cementytu po obróbce cieplnej i charakterystyczne zmiany jego zawartości, co należy przypisać zmianom w układzie segregacji pierwiastków w osnowie w zależności od warunków obróbczych.

Ponadto należy zwrócić uwagę, że twardość żeliwa 3 po obróbce jest z reguły wyższa od twardości w stanie surowym, bez względu na warunki obróbcze. Wyjątek stanowi żeliwo austenitzowane przez 16 godzin w  $1000^{\circ}\text{C}$  i wygrzewane przez 8 godzin w temperaturze  $750^{\circ}\text{C}$ . Zawartość ferrytu w żeliwie jest niższa jedynie dla żeliwa podchłodzonego i wygrzewanego w temperaturze  $850^{\circ}\text{C}$ , w innych przypadkach jest wyższa aniżeli w stanie surowym.

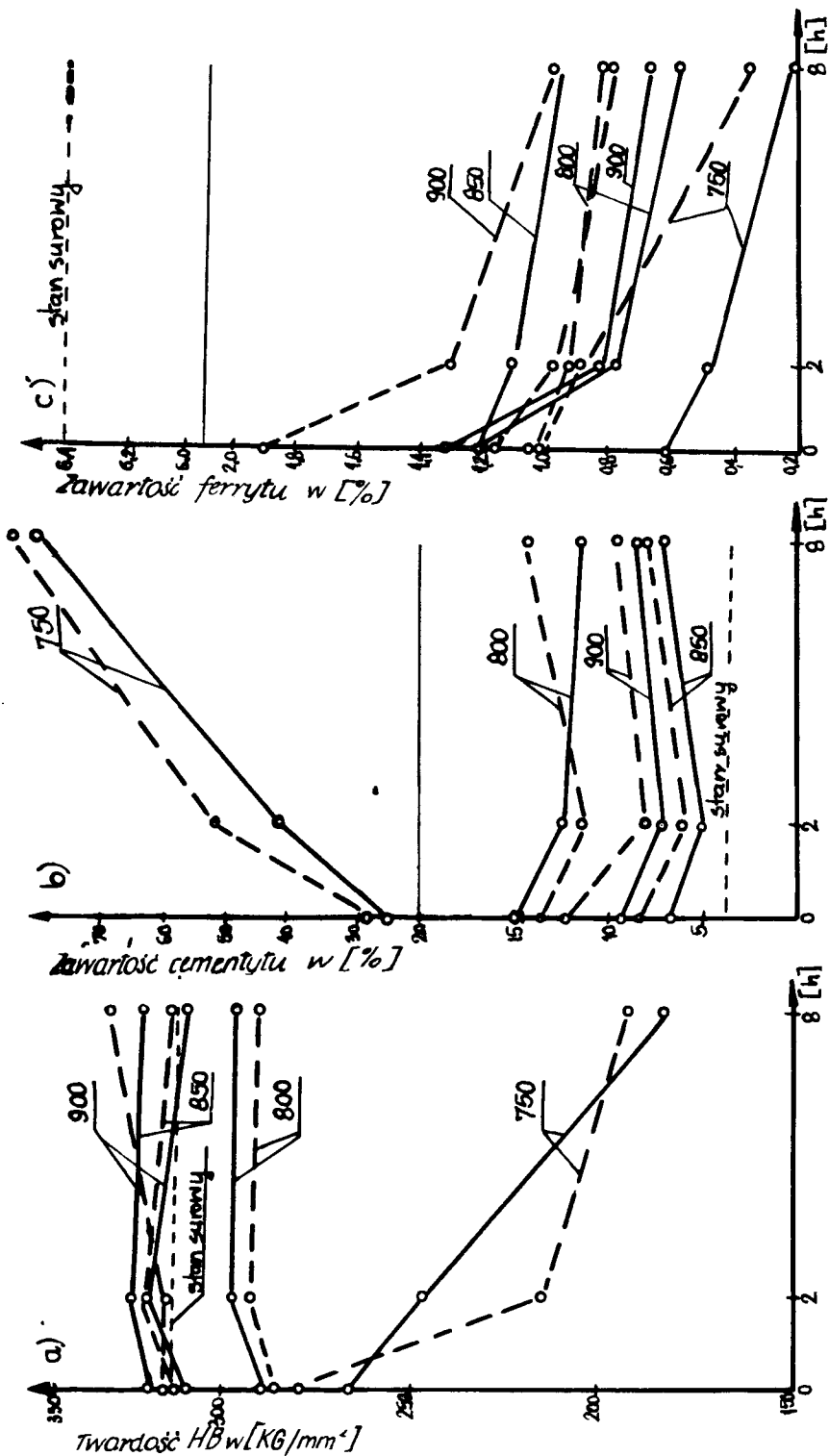
W żeliwie 4 czas wygrzewania od 0 do 2 godzin po podchłodzeniu podnosi nieznacznie twardość w temperaturze 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$  i obniża w  $750^{\circ}\text{C}$  /rys. 9a/. Dalszy wzrost czasu od 2 do 8 godzin nieznacznie zmienia twardość w temperaturze 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$  i silnie obniża w temperaturze  $750^{\circ}\text{C}$ .

Austenitzowanie nie wywiera znacznego wpływu na twardość żeliwa 4.

Zawartość ferrytu w żeliwie 4 zmienia się podobnie jak twardość /rys. 7b/. Czas austenitzacji wywiera duży wpływ na zawartość ferrytu jedynie dla żeliwa podchłodzonego do  $750^{\circ}\text{C}$ .

Twardość żeliwa obrabianego cieplnie /rys. 9a/ jest niższa po podchłodzeniu do 800 i  $750^{\circ}\text{C}$  od twardości w stanie surowym, ale na ogół wyższa po podchłodzeniu do temperatury 900 i  $850^{\circ}\text{C}$ .

Powyższe zmiany twardości nie odpowiadają zmianie



Rys. 9. Wpływ czasu wygrzewania po podchłodzeniu na twardość i strukturę żeliwa 4.  
 a/ twardość, b/ zawartość ferrytu, c/ zawartość cementytu. ----- 4 godz. austenityzowania w 1000°C. ——— 16 godz. austenityzowania w 1000°C.

zawartości ferrytu, którego w żeliwie obrobionym cieplnie jest zawsze więcej niż w stanie surowym.

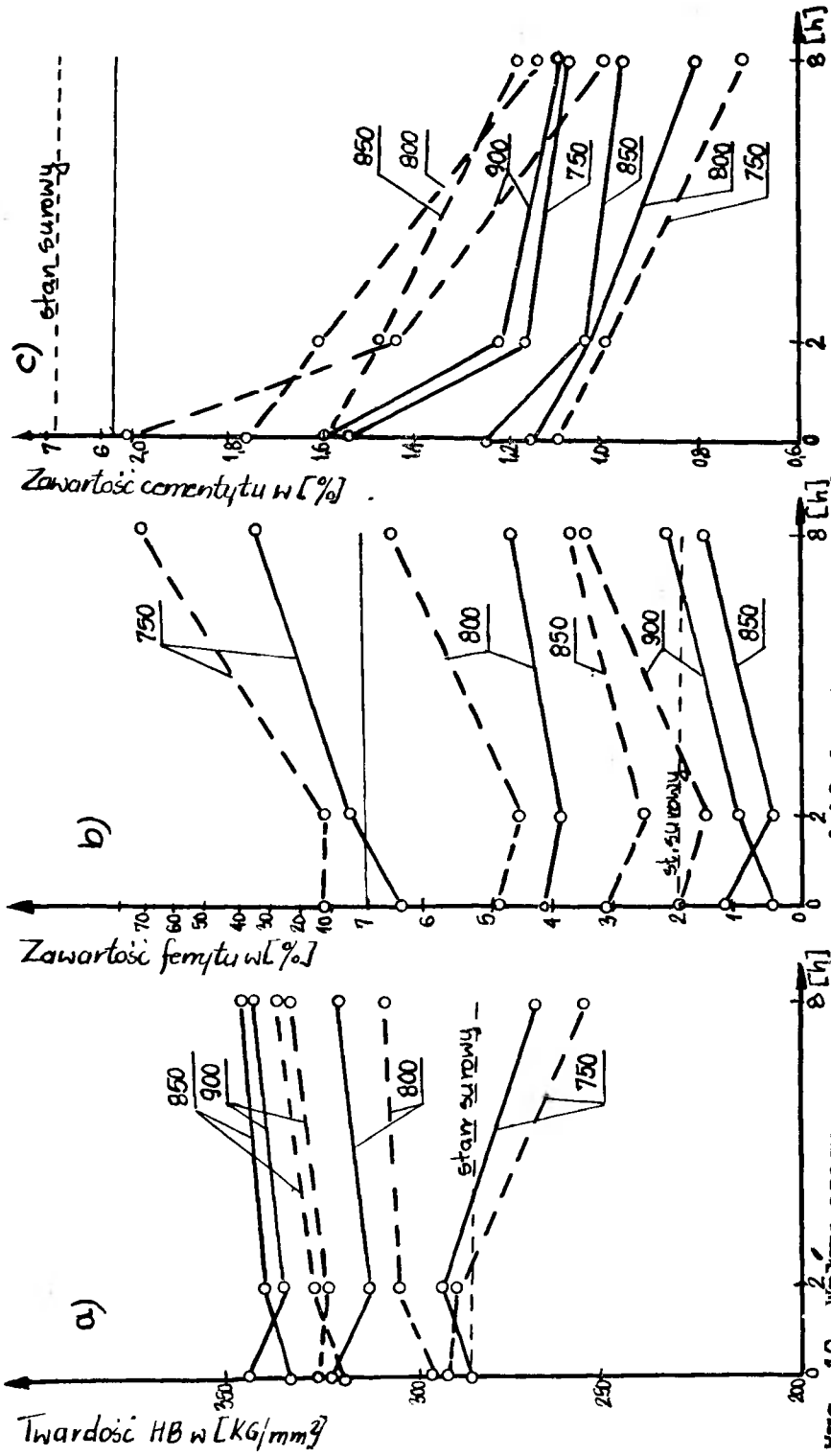
Niepełną zależność twardości od struktury żeliwa 4 można wyjaśnić zawartością cementytu /rys. 9c/, którego najwięcej występuje w żeliwie podchłodzonym do temperatury 900 i 850°C. Cementyt ten należy wszakże traktować jako reszkowy, po cementycie ledeburytycznym występującym w żeliwie surowym, który nie uległ pełnej grafityzacji podczas austenitizowania. Ilość cementytu w żeliwie obrobionym cieplnie jest tym mniejsza, im żeliwo było dłużej austenitizowane, im niższa była temperatura podchłodzenia oraz im dłuższy był czas wygrzewania po podchłodzeniu.

Twardość żeliwa 5 przy wzroście czasu wygrzewania od 0 do 2 godzin po podchłodzeniu do każdej badanej temperatury jest dość zmienna, choć wartości liczbowe zmian nie są duże. Natomiast przedłużenie czasu wygrzewania od 2 do 8 godzin powoduje stabilizację twardości w temperaturze 900, 850 i 800°C i silny jej spadek w temperaturze 750°C /rys. 10a/.

Dłuższy czas austenitizowania przyczynia się do podwyższenia twardości żeliwa po obróbce w każdych warunkach /rys. 10a/.

Zawartość ferrytu maleje ze wzrostem czasu wygrzewania od 0 do 2 godzin w temperaturze 900, 850 i 800°C i rośnie w 750°C /rys. 10b/. Dalszy wzrost czasu wygrzewania do 8 godzin wywołuje na ogół wzrost zawartości ferrytu - nieznaczny w temperaturze 900, 850 i 800°C i silny w temperaturze 750°C.

W żeliwie 5 podobnie jak w żeliwie 4 występuje cementyt jako pozostałość po niezupełnie rozłożonym w czasie austenitizowania cementycie ledeburytycznym.



Nys. 10. Wpływ czasu wygrzewania po podchłodzeniu na twardość i strukturę żeliwa 5.  
 a/ twardość, b/ zawartość ferrytu, c/ zawartość cementytu. --- 4 godz. austenityzowania w 1000°C, — 16 godz. austenityzowania w 1000°C.

Twardość żeliwa 5 jest po obróbce /w każdym warunku/ wyższa niż w stanie surowym. Wyjątek stanowi żeliwo podchłodzone do  $750^{\circ}\text{C}$  po wygrzaniu przez 8 godzin. Natomiast zawartość ferrytu jest mniejsza dla żeliwa podchłodzonego i wygrzanego w temperaturze 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$ , a większa w żeliwie podchłodzonym i wygrzanym w temperaturze  $750^{\circ}\text{C}$ , w stosunku do jego zawartości w stanie surowym.

Jak widać temperatura podchłodzenia i czas wygrzewania przy chłodzeniu stopniowym wywierają znaczny wpływ na twardość i strukturę żeliwa.

Wpływ temperatury wygrzewania na twardość omówiono poprzednio. Należy jednak dodać, że minimalną zawartość ferrytu otrzymuje się na ogół przy podchładzaniu do  $850^{\circ}\text{C}$  bez względu na rodzaj żeliwa, a maksymalną i zazwyczaj bardzo dużą w temperaturze  $750^{\circ}\text{C}$ .

Wpływ czasu wygrzewania po podchłodzeniu jest istotny. Przy chłodzeniu stopniowym /czas wygrzewania w temperaturze podchłodzenia równy zero/ otrzymuje się w temperaturze 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$  i dla niskiej zawartości manganu /żeliwo 1/ minimalną twardość. Przy chłodzeniu stopniowym /czas wygrzewania w temperaturze podchłodzenia od 2 do 8 godzin/ twardość otrzymana w temperaturze 900, 850 i  $800^{\circ}\text{C}$  jest wyższa niż poprzednio i na ogół ulega małym zmianom przy przedłużeniu czasu wygrzewania.

W żeliwie o wyższej zawartości manganu /żeliwo 2 i 3/ i niższej zawartości węgla /żeliwo 4 i 5/ krótki czas wygrzewania /od 0 do 2 godzin/ wywiera zmienny wpływ na twardość żeliwa, natomiast dłuższy czas wygrzewania / od 2 do 8 godzin/ na ogół powoduje stabilizację twardości. Małą stabilność twardości przy krótkim czasie wygrzewania -

nia należy przypisać znacznym zmianom strukturalnym jakim wtedy ulega żeliwo, a które należy prawdopodobnie łączyć ze zmianami zachodzącymi w stanie segregacji chemicznej osnowy żeliwa.

Przedłużenie czasu austenitizacji należy uznać za czynnik wpływający korzystnie na jakość żeliwa. Wzrost czasu powoduje na ogół spadek zawartości ferrytu, zmniejszenie zawartości cementytu i w ogóle zmniejszenie niejednorodności strukturalnej, co przyczynia się do stabilizacji twardości.

### Wnioski

Opierając się na przeprowadzonych badaniach można sformułować następujące wnioski:

1. Chłodzenie żeliwa po austenityzowaniu podczas normalizowania należy przeprowadzać w sposób stopniowy.
2. Temperatura podchłodzenia powinna wynosić  $850^{\circ}\text{C}$ .
3. Czas wygrzewania w temperaturze podchłodzenia powinien wynosić co najmniej 2 godziny.

Badania wykazały, że w pewnych warunkach obróbki następuje nasilenie segregacji strukturalnej, która prawdopodobnie wiąże się ze zmianami zachodzącymi w układzie segregacji chemicznej. Sprawa ta wymaga wyjaśnienia na drodze odrębnych badań.



## Literatura

1. Banak S., Koziara T.: Żeliwo sferoidalne na wałki rozrzędu do samochodu FIAT 125P. Przegl. Odł. 1973, nr 4, str. 128
2. Cox G.I.: Entwicklung von besonderen mechanischen Eigenschaften in Gusseisenwerkstoffen mit Kugelgraphit. Giesserei, 1968, Z. 6, str. 127
3. Cowen P.S.: Heat treatment of ductile iron castings. Foundry, 1971, nr 10, str. 78
4. Mayer H.: Il trattamento termico della ghisa a grafite lamellare a sferoidale. Fonderia, 1966, nr 12, str. 425
5. Mayer H., Hammerli F.: Herstellung von hochwertigem Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei, 1971, Z. 18, str. 525
6. Okumoto Tokeomi, Hasegawa Kyuji, Tanikawa Minoru: Improving the mechanical properties of pearlitic ductile iron by twostep normalizing. Trans. Foundrymen's Soc. 1971, vo. 79, str. 473
7. Oleszycki H.: Praca doktorska. AG-H. Kraków, 1970
8. Oleszycki H.: Wpływ wyżarzania dwuzabiegowego na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego. WSI. Bydgoszcz, 1974, Zeszyt Naukowy 10 - Mechanika /6/, str. 29
9. Oleszycki H., Zalewski-Korziuk T.: Wpływ jednozabiegowego i dwuzabiegowego wyżarzania żeliwa sferoidalnego na jego właściwości mechaniczne. WSI. Bydgoszcz 1974, Zeszyt Naukowy 10 - Mechanika /6/, str. 93

10. Piaskowski J., Stec J.: Wpływ jedno i dwustopniowego wyżarzania w zakresie temperatur krytycznych na własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego. Prace Inst. Odł. 1975, Z. 3, str. 259
11. Rączka J.: Najnowsze osiągnięcia ZSRR w dziedzinie produkcji modyfikowanego żeliwa ciągliwego. Przeg. Odł. 1964, nr 11, str. 321
12. Ryś A.: Wstęp do metalografii ilościowej. Wyd. "Śląsk", Katowice, 1973.

THE SELECTION OF COOLING CONDITIONS AFTER AUSTENITIZING  
DURING NORMALIZING ANNEALING OF SPHEROIDAL CAST IRON

Summary

Investigations have been carried out concerning ways of cooling after austenitizing during normalizing annealing of spheroidal cast iron. It has been ascertained that the most profitable cooling is gradual cooling in a normalizing furnace to 850°C, annealing at this temperature for a period of, at least, two hours and further air cooling. It has been ascertained that the above-mentioned cooling conditions are not dependent on manganese and coal content.

**ПОДБОР УСЛОВИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ВО ВРЕМЯ  
НОРМАЛИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА СФЕРОИДИЗОВАННОГО ЧУГУНА**

**Резюме**

Проведены опыты над способами охлаждения после аустенитизации во время нормализационного отжига сфероидизованного чугуна. Установлено, что наиболее выгодным является способ постепенного охлаждения, заключающийся в охлаждении в печи до температуры  $850^{\circ}\text{C}$ , прогрева при этой температуре по меньшей мере в течение 2 часов и дальнейшем охлаждении на воздухе. Установлено также, что вышеперечисленные условия охлаждения не всегда зависят от содержания марганца и угля.

Kazimierz Peszyński

**BADANIA DOŚWIADCZALNE PNEUMATYCZNEGO WZMACNIACZA  
PRACUJĄCEGO NA ZASADZIE ZDERZENIA STRUMIENI ŚCIANOWYCH<sup>x/</sup>**

W artykule opisano badania doświadczalne doty -  
czące wzmacniacza pracującego na zasadzie zderzenia stru-  
mieniami ścianowych. Przedstawiono zjawisko występowania  
trzech stabilnych położenia strumienia wypadkowego.

Wykaz oznaczeń użytych w pracy:

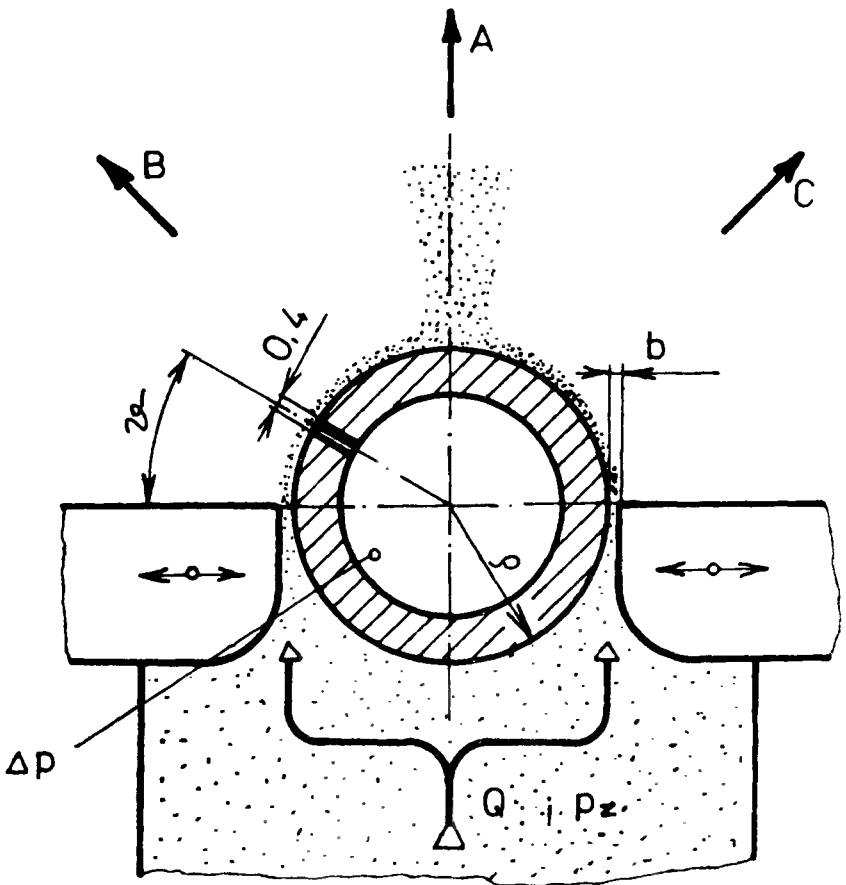
$b$ [m]	.....	szerokość dyszy
$h$ [m]	.....	wysokość dyszy
$p_d$ [Nm <sup>-2</sup> ]	.....	ciśnienie dynamiczne strumienia
$p_z$ [Nm <sup>-2</sup> ]	.....	ciśnienie zasilania
$p$ [Nm <sup>-2</sup> ]	.....	ciśnienie odczytane na mikromanometrze
$w$ [ms <sup>-1</sup> ]	.....	średnia prędkość strumienia
A, B, C	.....	położenia strumienia wypadkowego
$C_p$	.....	współczynnik ciśnienia
$C_{p+}$	.....	zmodyfikowany współczynnik ciśnienia
$Eu$	.....	bezwymiarowa liczba Eulera
$F$ [m <sup>2</sup> ]	.....	przekrój dyszy
$Re$	.....	bezwymiarowa liczba Reynoldsa
$\vartheta$ [rd]	.....	odległość kątowa
$\xi$ [m]	.....	promień zakrzywienia walca
$Q$ [m <sup>3</sup> s <sup>-1</sup> ]	.....	objętościowy przepływ powietrza

---

<sup>x/</sup> Opracowano na podstawie dyplomowej pracy magister-  
skiej prowadzonej pod kierunkiem ing. Václava Tesa-  
řa, Csc., Strojní fakulta, ČVUT w Pradze.

## 1. Opis badań

Badania doświadczalne wzmocniacza pracującego na zasadzie zderzenia strumieni ścianowych prowadzono za pomocą przyrządu, którego zasada pracy pokazana jest na rysunku 1. Strumienie powietrza powstające w dwóch dy-



Rys. 1. Schemat ideowy wzmocniacza pracującego na zasadzie zderzenia strumieni ścianowych.

szach o szerokości „b” i wysokości „h” przylegają, każdy po swej stronie za wylotem z dyszy, do walcowej ściany prowadzącej, na której badano rozłożenie ciśnienia.

W określonym miejscu na powierzchni walcowej zachodzi zderzenie obu strumieni. W badanym przyrządzie zapewniono obrót dysz wokół walca i dlatego wystarczył jeden otwór w powierzchni walcowej, służący do pomiaru rozkładu ciśnienia za pomocą mikromanometrów.

Ważnym problemem przy projektowaniu przyrządu był dobór wymiarów elementów, a przede wszystkim stosunku  $\xi/b$ . Wielkość dyszek „b” była **ograniczona** z jednej strony zakresem mierzonych natężeń przepływu i zadanych liczb Reynoldsa, z drugiej strony osiągalną dokładnością nastawiania szerokości dysz „b” na obu stronach walca. Ta dokładność bardzo szybko maleje przy wartościach „b” mniejszych od 0,1 mm.

Ostatecznie wybrano następujące parametry

wysokość ...  $h = 8$  mm

promień ...  $\xi = 10$  mm

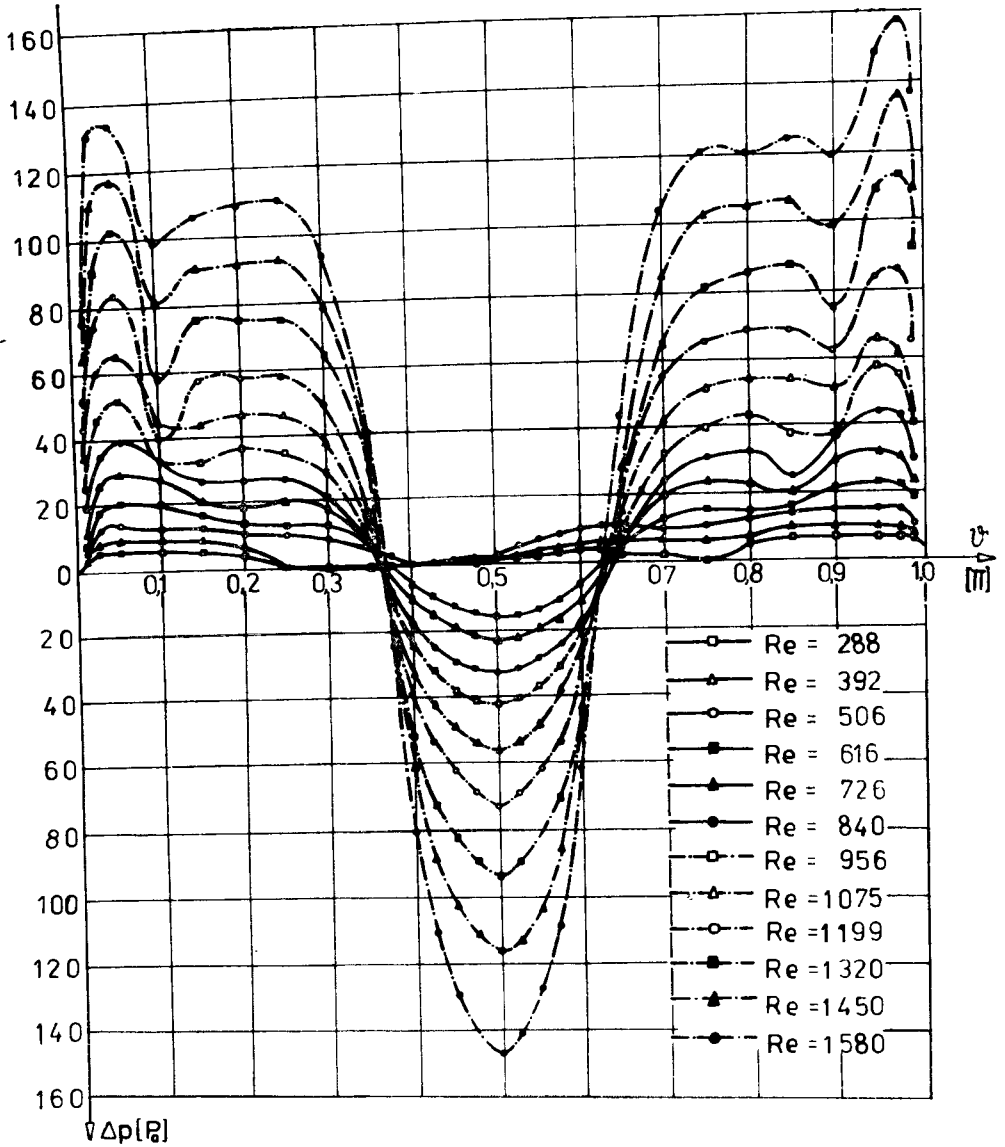
szerokość...  $b = 0,5$  mm; 1 mm

Wartość  $b = 0,5$  mm była wykorzystana tylko dla badań rozkładu ciśnień na ścinanie walca, natomiast przy szerokości  $b = 1$  mm zaobserwowano zjawisko trzech położań stabilnych.

## 2. Wyniki badań

W początkowej fazie eksperymentu mierzono ciśnienie na powierzchni walca przy wartościach liczb Reynoldsa  $Re = 288 \div 1588$ . Wyniki tych pomiarów przedstawione są na rysunku 2.

Dla uogólnienia uzyskane wyniki przedstawiono w postaci bezwymiarowej [1] wprowadzając liczby Eulera i Reynoldsa. Liczba Eulera przedstawia stosunek sił ciśnienia i sił bezwładności.

$g/b = 20$ 

Rys. 2. Rozkład ciśnienia na powierzchni walca w zakresie liczb Reynoldsa od  $Re = 288$  do  $Re = 1580$ .

$$Eu = \frac{\Delta p}{p_d} \quad (1)$$

Ciśnienie dynamiczne

$$p_d = \frac{w^2}{2v} \quad (2)$$

gdzie „w” jest średnią prędkością strumienia, która została obliczona ze wzoru

$$w = \frac{Q}{2F} = \frac{Q}{2hb} \quad (3)$$

gdzie Q jest całkowitym przepływem powietrza przed dyszami. Na podstawie wzorów 1 - 3 możemy napisać

$$Eu = \frac{2\Delta p v}{w} = \frac{8 \Delta p v / hb^2}{Q^2} = C_p \quad (4)$$

Współczynnik ciśnienia „C<sub>p</sub>” przeliczono na tzw. modyfikowany współczynnik ciśnienia „C<sub>p</sub><sup>+</sup>”,

$$C_p^+ = C_p \frac{S}{b} \quad (5)$$

który również uwzględnia wpływ promienia zakrzywienia walcowej ściany i szerokość dyszy „b.”

Kolejnym bezwymiarowym parametrem jest liczba Reynoldsa

$$Re = \frac{wb}{\nu} = \frac{wbh}{h\nu} = \frac{Q}{2h\nu} \quad (6)$$

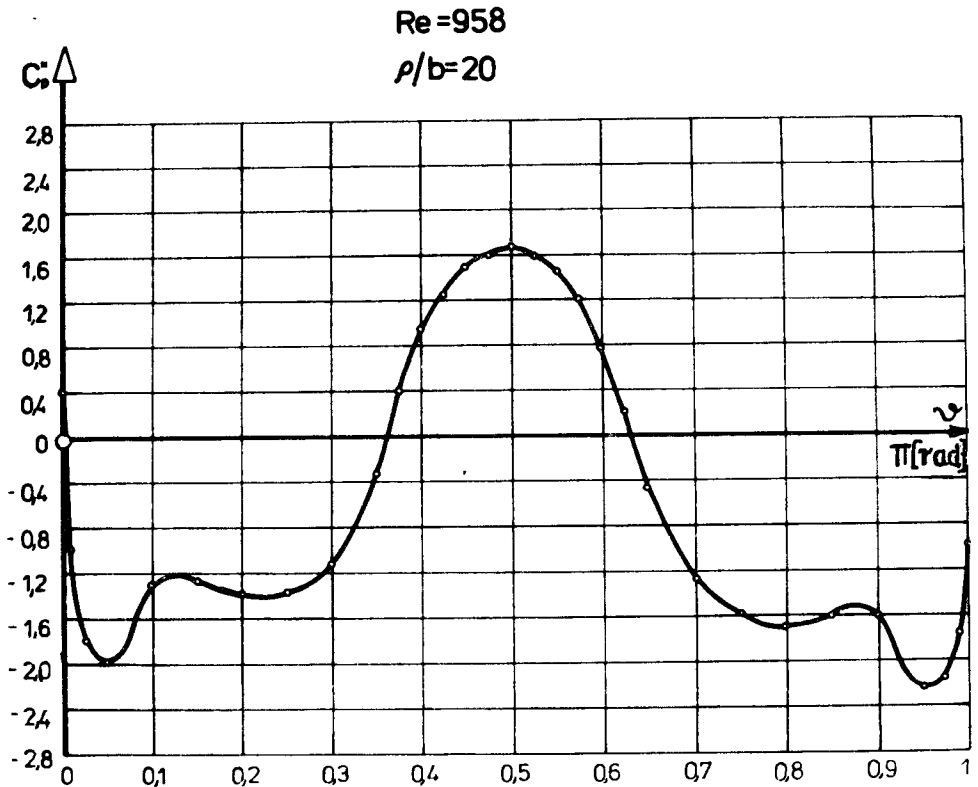
Pomiary przeprowadzono przy dwóch szerokościach dysz b = 0,5 mm i b = 1 mm, w zakresie liczb Reynoldsa od 288 do 4550, tzn. w obszarze, gdzie przy stosunkowo znacznie zakrzywionym strumieniu można oczekiwać przejścia strumienia laminarnego w strumień turbulentny. Trzecim parametrem obok „Re” i „C<sub>p</sub><sup>+</sup>” była odległość.



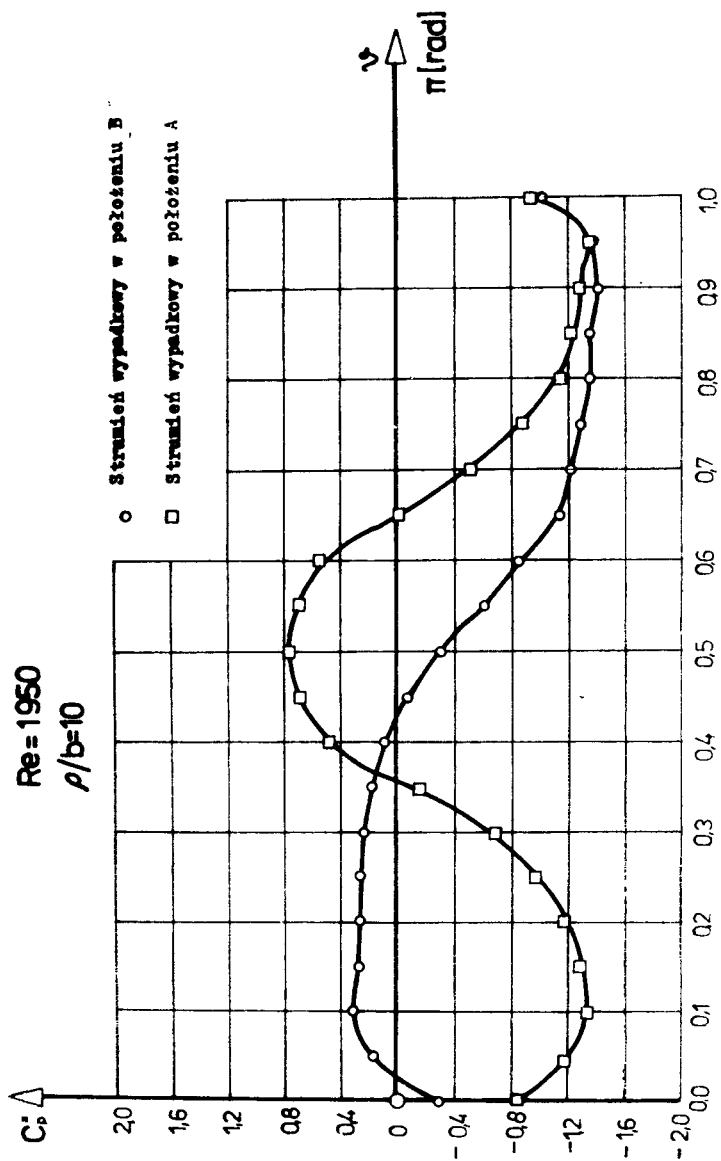
Przebieg współczynnika „ $C_p^+$ ” wzdłuż ściany jest symetryczny o ile strumień wypadkowy znajduje się w położeniu środkowym /dalej oznaczony jako A/. Zależność  $C_p^+ = f(\vartheta)$  dla  $\rho/b = 20$  przedstawiają rysunki 3 - 6, natomiast dla  $\rho/b = 10$  rysunki 6 - 10.

Warunkiem, aby wypadkowy strumień znajdował się w położeniu A, jest przekroczenie określonej liczby Reynoldsa.

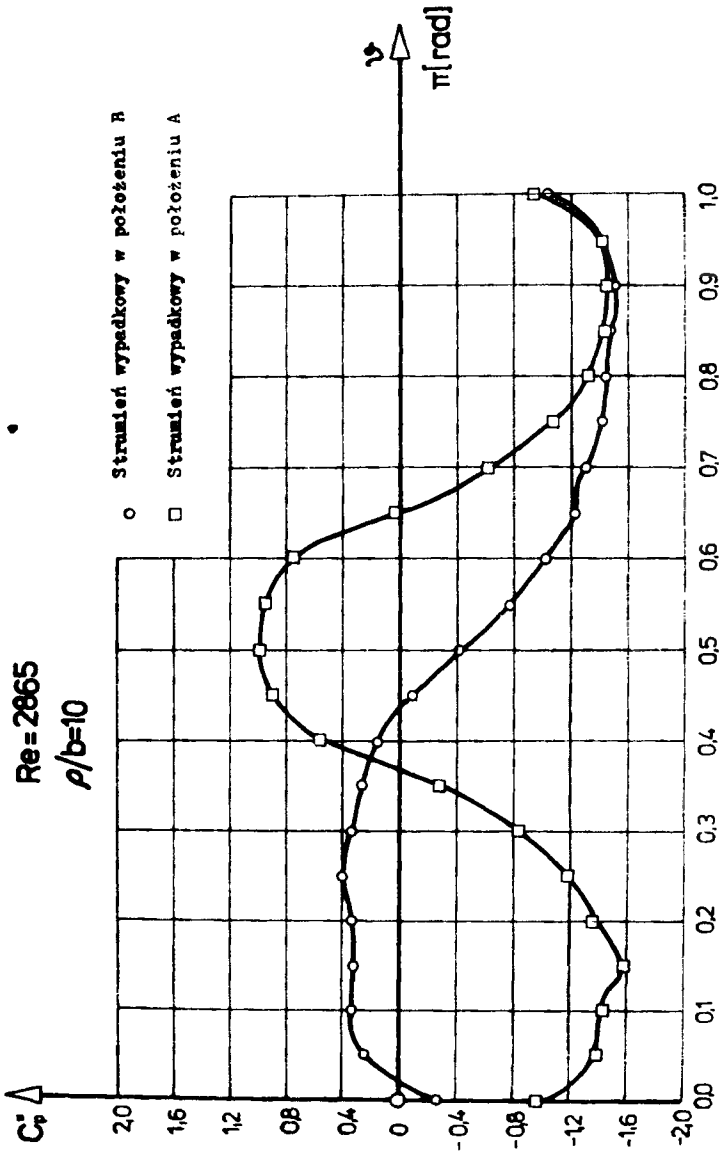
Dla szerokości dyszy  $b = 1$  mm było  $Re = 2500$  mm.



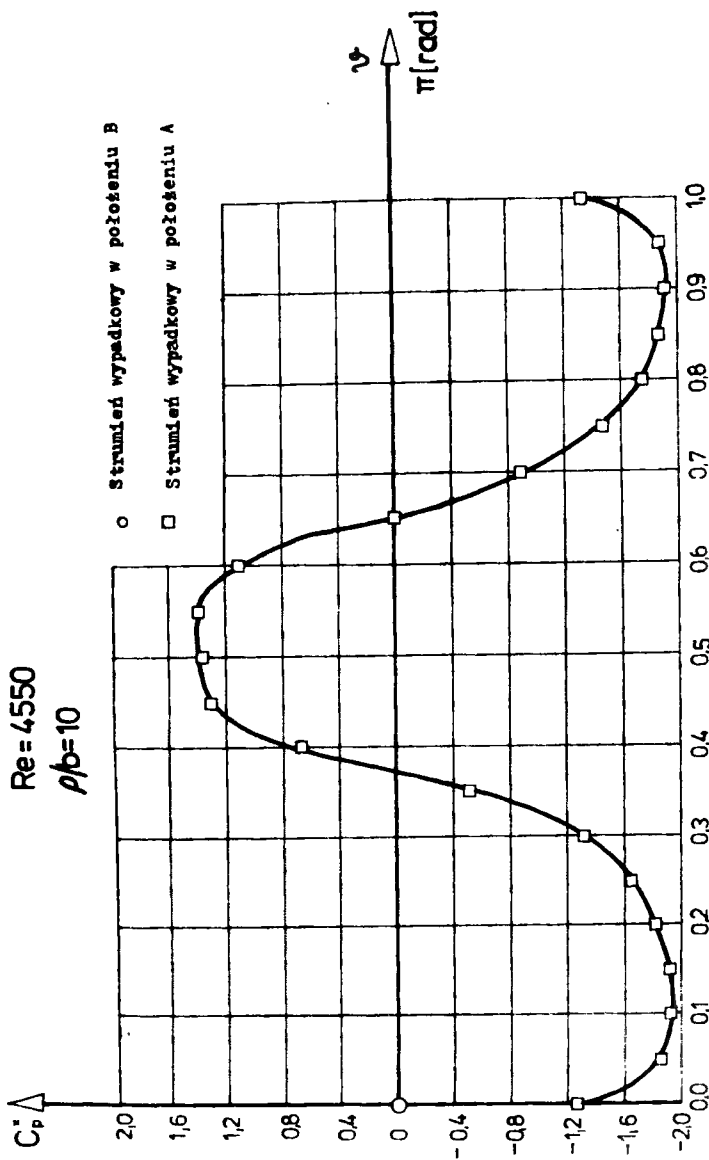
Rys. 3. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od kąta  $\vartheta$  dla  $Re = 958$ .



Rys. 4. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od kąta  $\alpha$  dla  $Re = 1950$ .



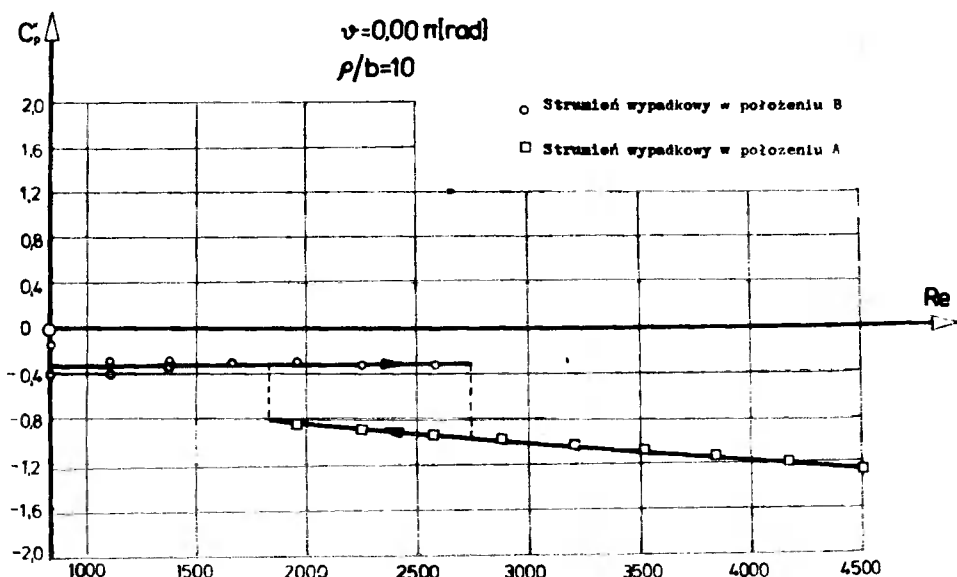
Rys. 5. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od kąta  $\alpha$  dla  $Re = 2865$ .



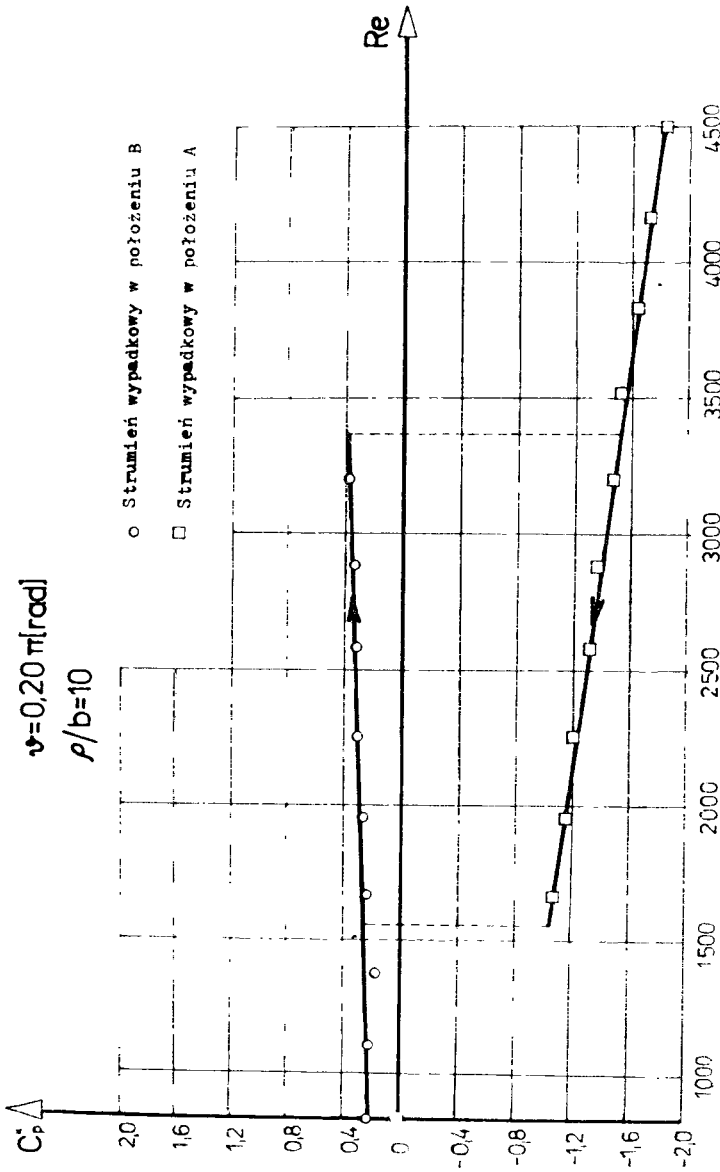
Rys. 6. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od kąta  $\psi$  dla  $Re = 4550$ .

## 3. Wnioski

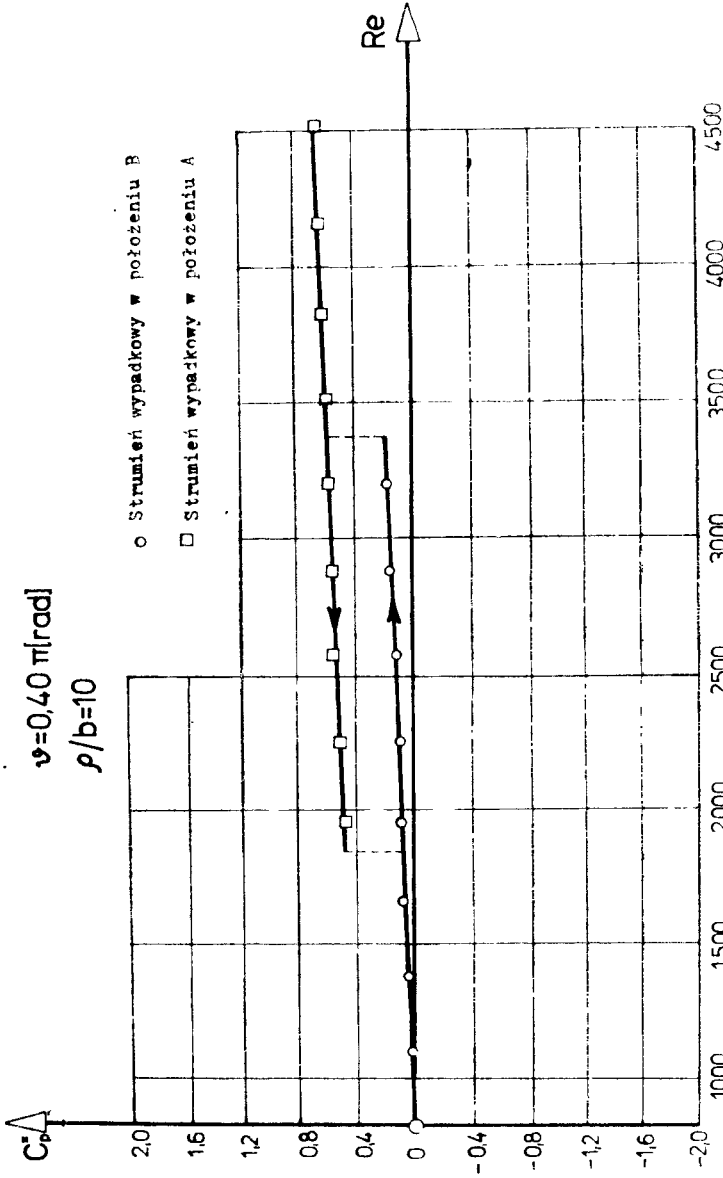
Jako interesujący wynik pracy można uważać występowanie trzech stabilnych położeń strumienia wypadkowego. Położenia B i C są stabilne w zakresie małych liczb Reynoldsa, a samorzutne przerzucanie się strumienia wypadkowego do jednego z tych dwóch położeń podczas zmniejszania liczby Reynoldsa było przypadkowe. Przy zwiększaniu liczby Reynoldsa wypadkowy strumień zajmuje położenie A, które jest stabilne dla dużych liczb Reynoldsa. Zjawisko to jest również interesujące z tego względu, że wytwarza ono pętlę histerezy, którą pokazano na rysunkach 7 - 12. Na podstawie rysunków stwierdzono, że zjawisko nie jest dokładnie powtarzalne.



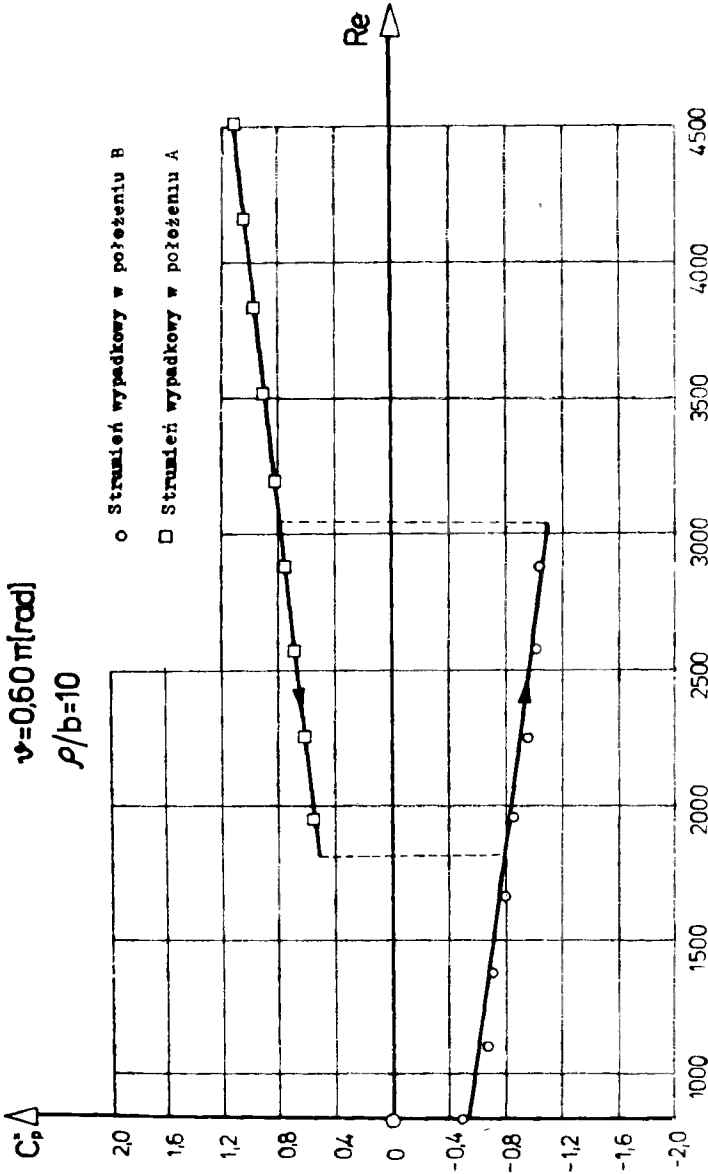
Rys. 7. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od liczby Reynoldsa  $Re$  dla odległości kątowej  $\beta^D = 0.07 [\text{rad}]$ .



Rys. 8. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od liczby Reynoldsa dla odległości kątowej  $\psi = 0,2 \pi [\text{rad}]$ .

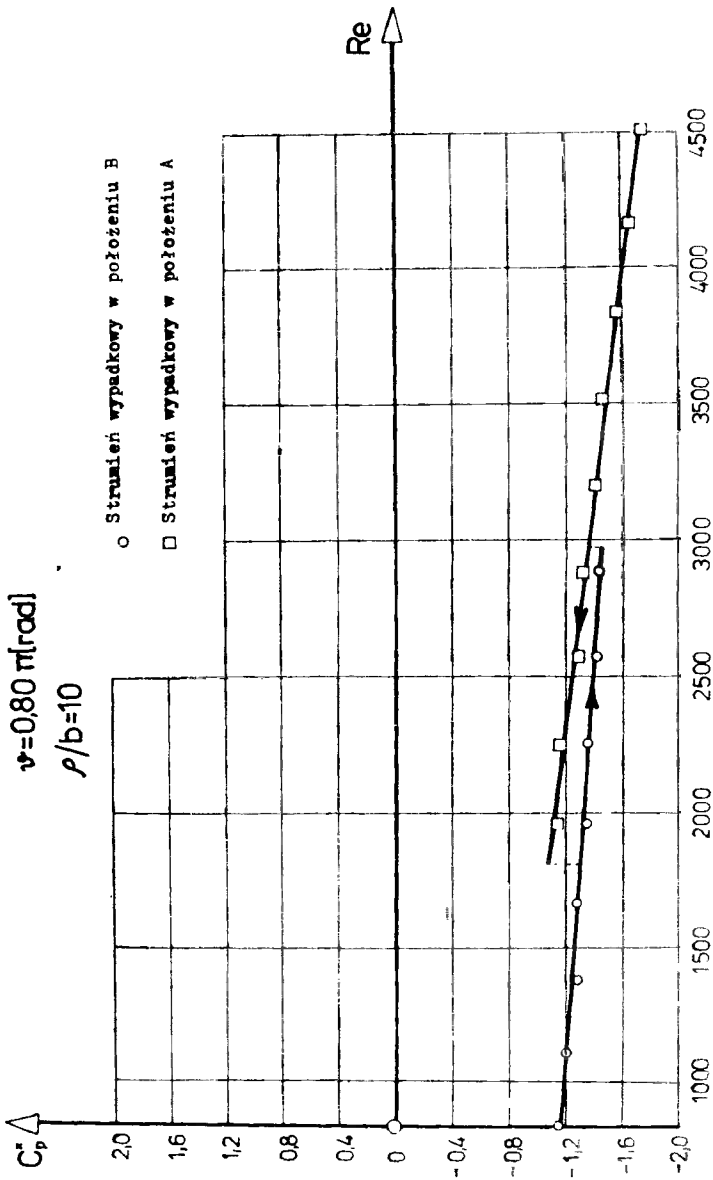


Rys. 9. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od liczby Reynoldsa dla odległości kątowej  $\psi = 0,4 \pi$  [rad].

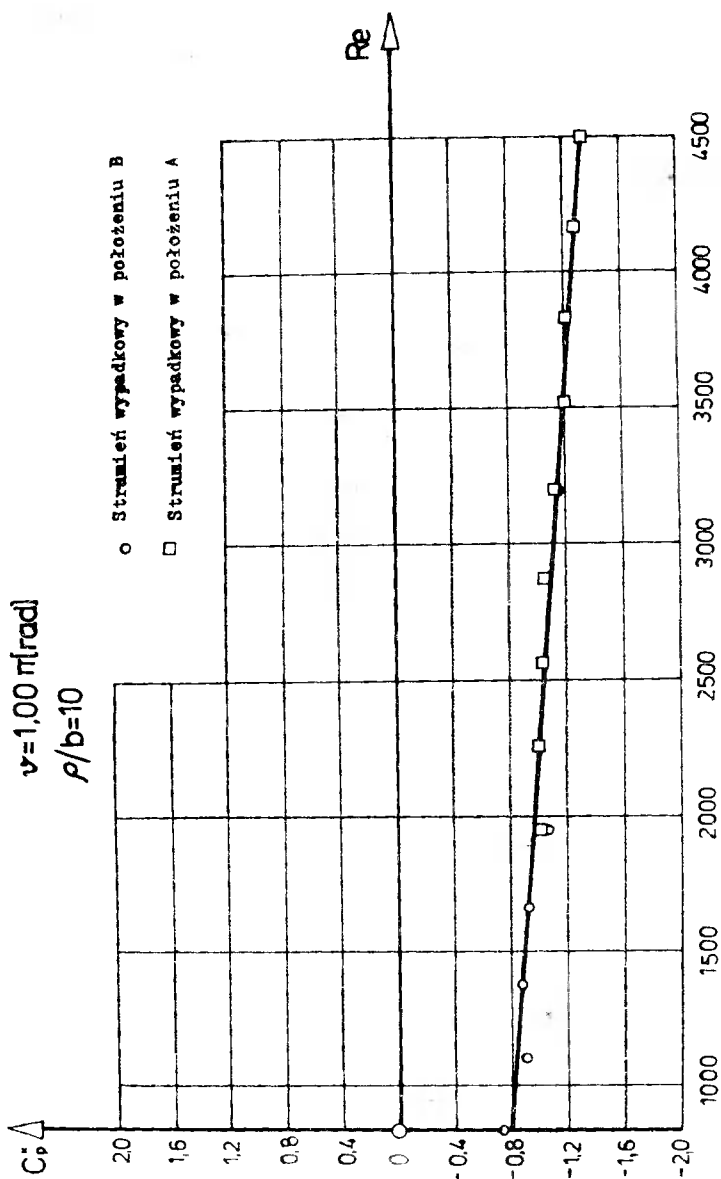


Rys. 10. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od liczby Reynoldsa  $Re$  dla odległości kątowej  $\psi = 0,6 \pi$  [rd].





Rys. 11. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od liczby Reynoldsa  $Re$  dla odległości kątowej  $\hat{\nu} = 0,8\pi$  [rad].



Rys. 12. Zależność zmodyfikowanego współczynnika ciśnienia  $C_p^+$  od liczby Reynoldsa  $Re$  dla odległości katowej  $\hat{\nu} = 1,0 \pi$  [rd].

Teoretycznego wyjaśnienia wyżej opisanego zjawiska nie znaleziono. Prawdopodobna wydaje się teoria, że przyczyną jego jest przejście strumienia laminarnego w turbulentny na określonej części obwodu walca. Wniosek ten wprowadzono na podstawie obserwacji zachowania się strumienia pod wpływem fal dźwiękowych. Potwierdzenie tej teorii wymagałoby kosztownych przyrządów, np. wykorzystanie anemometru z sondą przystosowaną do mierzenia trójrozmiarowych pól turbulentnych.

#### Literatura

1. Hošek: Příspěvek k teoretickému a experimentálnímu řešení Coandova jevu v proudové technice. Kurs fluidiky - Praha 1969.
2. Peszyński K.: Praca dyplomowa: Výzkum nového principu proudového zesilovače separačního typu založeného na kolizi stěnových proudů. Praha 1974.
3. Preisler V.: Teoretické základy tekutinového řízení. Kurs fluidiky - Praha 1969.
4. Tesař V.: Fluidické proudové výkonové prvky se supercirkulační intensifikací hybnosti interakce proudů. Acta Polytechnica - ČVUT v Praze, II, 1973.

EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF PNEUMATIC AMPLIFIER  
WORKING ON THE PRINCIPLE OF WALL JET COLLISION

Summary

Experimental investigation of pneumatic amplifier working on the principle of wall jet collision. A phenomenon of three stable positions of resultant jet is shown.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПНЕВМАТИЧЕСКОГО УСИЛИТЕЛЯ РАБОТАЮЩЕГО ПО ПРИНЦИПУ СТОЛКНОВЕНИЯ ПРИСТЕНОЧНЫХ СТРУЙ

Резюме

Экспериментальное исследование пневматического усилителя работающего по принципу столкновения пристеночных струй. Представлено явление получения трех стабильных положений результирующей струйки.

**Stanisław Smarzyński**

## **SPAWALNICZE SPOSOBY ŁĄCZENIA TULEI Z KRAŻKIEM**

W artykule przedstawiono możliwości zastąpienia mało wydajnej techniki łączenia elementów stalowych, polegającej na ręcznym spawaniu gazowym, bardziej racjonalnymi sposobami. Wielkoseryjny charakter produkcji zmusza do poszukiwania metody spełniającej nie tylko wymagania techniczne wytworu, lecz także wydajnej.

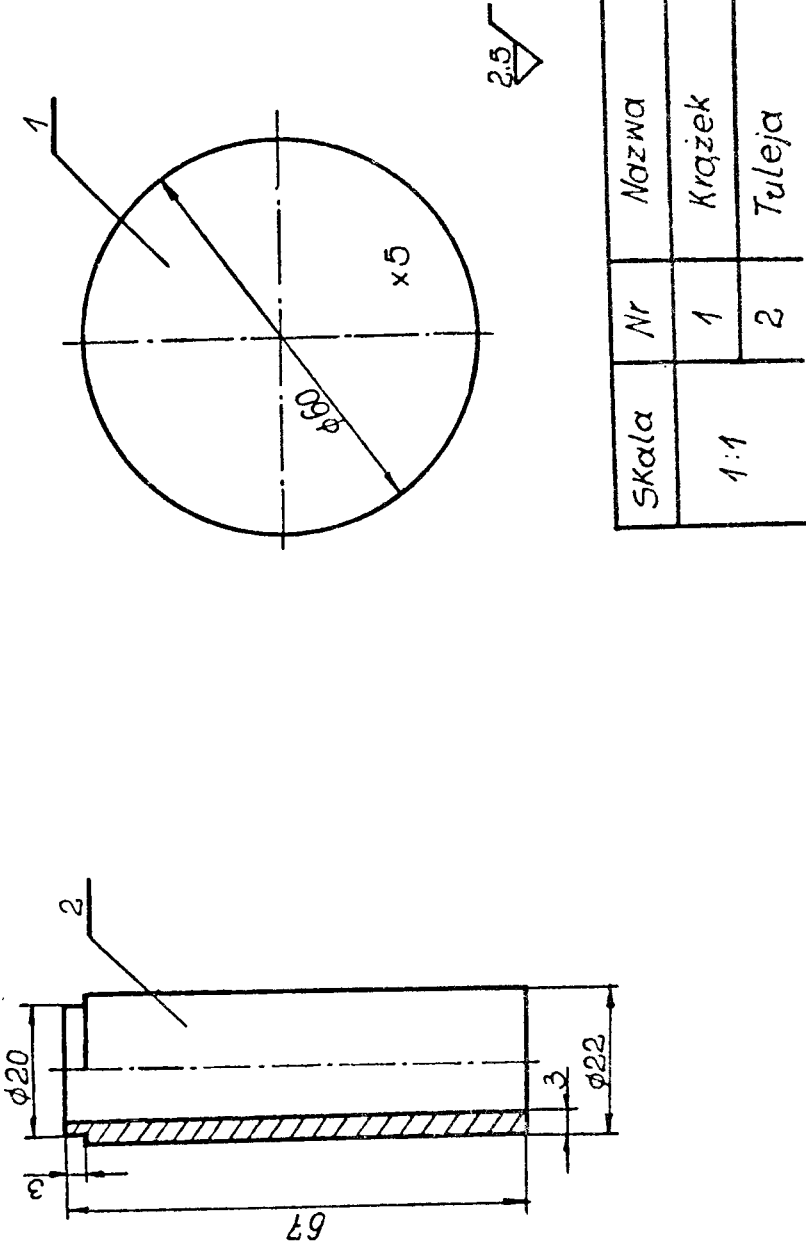
W wyniku przeprowadzonej analizy wytypowano łączenie za pomocą tarcia na zgrzewarce ZTa-10, jako metodę najbardziej racjonalną. Zaprojektowane wyposażenie stanowiska produkcyjnego pozwala na zmniejszenie czasów pomocniczych.

### **1. Wstęp**

Produkcja wytworów metalowych, zwanych potocznie okuciami, stanowi w przemyśle meblowym jeden z poważniejszych problemów. Stały wzrost produkcji okuć meblowych stwarza konieczność wprowadzenia racjonalnych, wysokowydajnych technik wytwarzania.

Celem niniejszej pracy jest przeanalizowanie możliwości zmiany sposobu łączenia elementów stópki surowej.

Stópka surowa stanowi jeden z wytworów metalowych produkowanych dla potrzeb przemysłu meblowego. Wytwarzanie stówek polega na połączeniu współosiowych dwóch przedstawionych na rysunku 1, elementów: tulei i krążka. Elementy te wykonane ze stali, łączone były metodą spawania ręcznego przy użyciu palnika acetylenowo-tlenowego. Z uwagi na konieczność zwiększenia produkcji wyłoniła się



Rys. 1. Elementy stępki surowej przygotowane do łączenia.

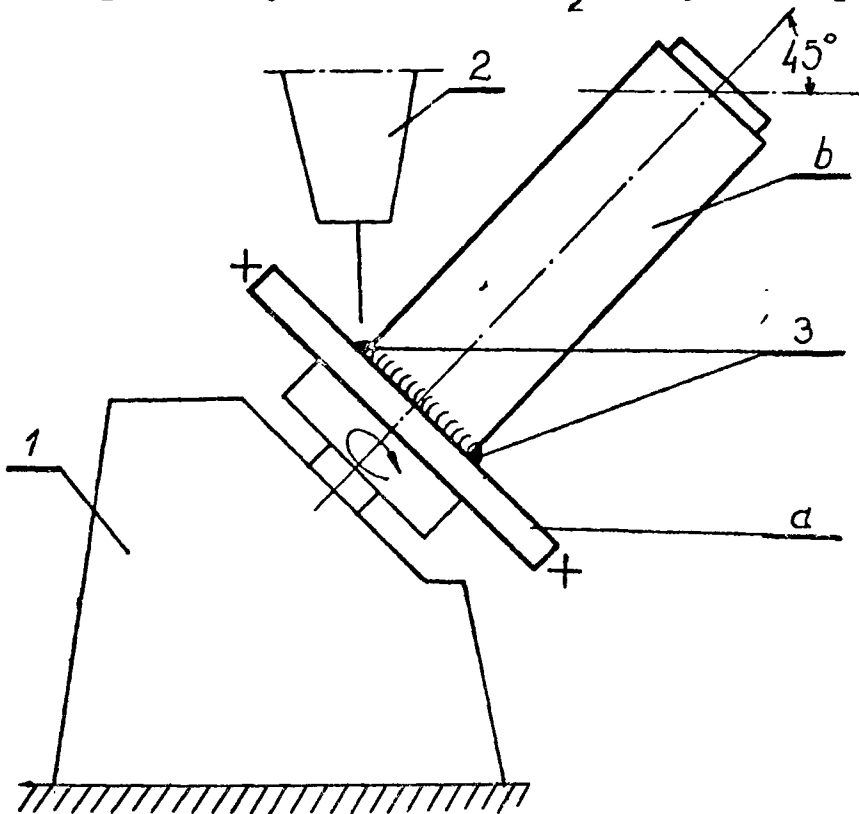
potrzeba zmiany dotychczasowej, mało wydajnej techniki łączenia.

## 2. Charakterystyka wytypowanych metod łączenia

Na podstawie wstępnej analizy wytypowano do szczegółowego rozpatrzenia następujące metody łączenia: spawanie łukowe [2,4,5,6,7,8,9,12,13,14], lutowanie miękkie [1,4,7,10,14], zgrzewanie [3,4,6,7,13,14,15]. Metody te zostaną poniżej zwięźle scharakteryzowane.

### a/ Spawanie łukowe

W omawianym przypadku spawanie można zrealizować albo przy użyciu elektrod połączeniowych, albo przez spawanie półautomatyczne w osłonie  $\text{CO}_2$ . Na rysunku 2 przed-



Rys. 2. Schemat półautomatycznego spawania w osłonie  $\text{CO}_2$ .

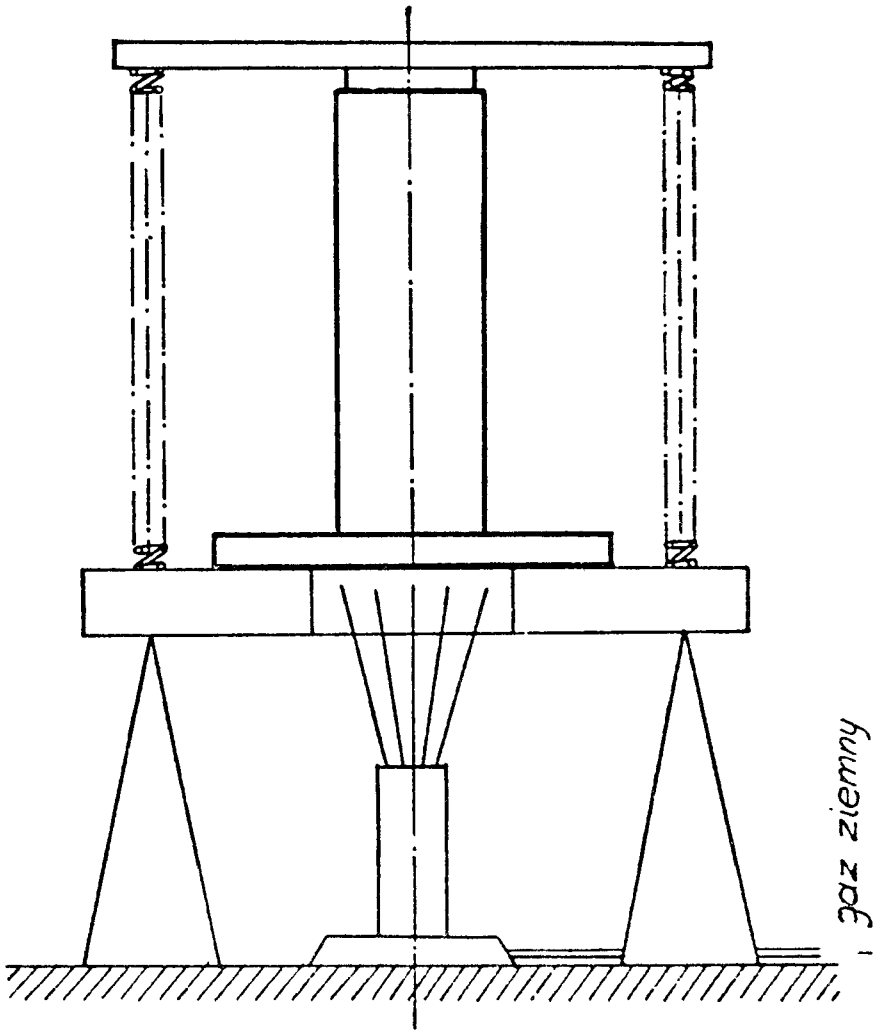
stawiono schemat spawania łukowego w  $\text{CO}_2$ . W tym przypadku tuleję i krążek, połączone wstępnie dwiema punktowymi spoinami szczepnymi, mocuje się w manipulatorze obrotowym pod kątem  $45^\circ$ . Następnie wykonuje się spoinę obwodową przy nieruchomym pistolecie spawalniczym zastępowanym alternatywnie uchwytem elektrodowym do spawania ręcznego.

#### b/ Lutowanie miękkie

Użycie lutów miękkich, na przykład ołowiowo-cynowych pozwala na uzyskanie trwałego połączenia przy zastosowaniu źródła ciepła o niewielkiej mocy. Przy lutowaniu, tylko lut przechodzi w stan ciekły. Części lutowane pozostają w stanie stałym - chociaż ich temperatura w miejscu łączenia wzrasta. Na rysunku 3 przedstawiono lutowanie tulei z krążkiem za pomocą lutu miękkiego, stopionego ciepłem pochodzącym od palnika na gaz ziemny, bądź zasilanego mieszaniną propan-butan. Układem wytwarzającym ciepło może być także zespół oporowych elementów grzejnych o odpowiedniej mocy. Moc elementów grzejnych, jak również wydajność cieplna palnika zależą od tempa cyklu produkcyjnego i mogą być określone dla konkretnych warunków produkcyjnych.

Tuleja i krążek /rys. 3/ umieszczone w przyrządzie ze sprężynowym układem dociskowym, są dociskane do siebie siłą około 20 N. Między tuleją a krążkiem znajduje się lut. Pod wpływem ciepła następuje roztopienie lutu. Po zakrzepnięciu lutu uzyskuje się trwałe połączenie.

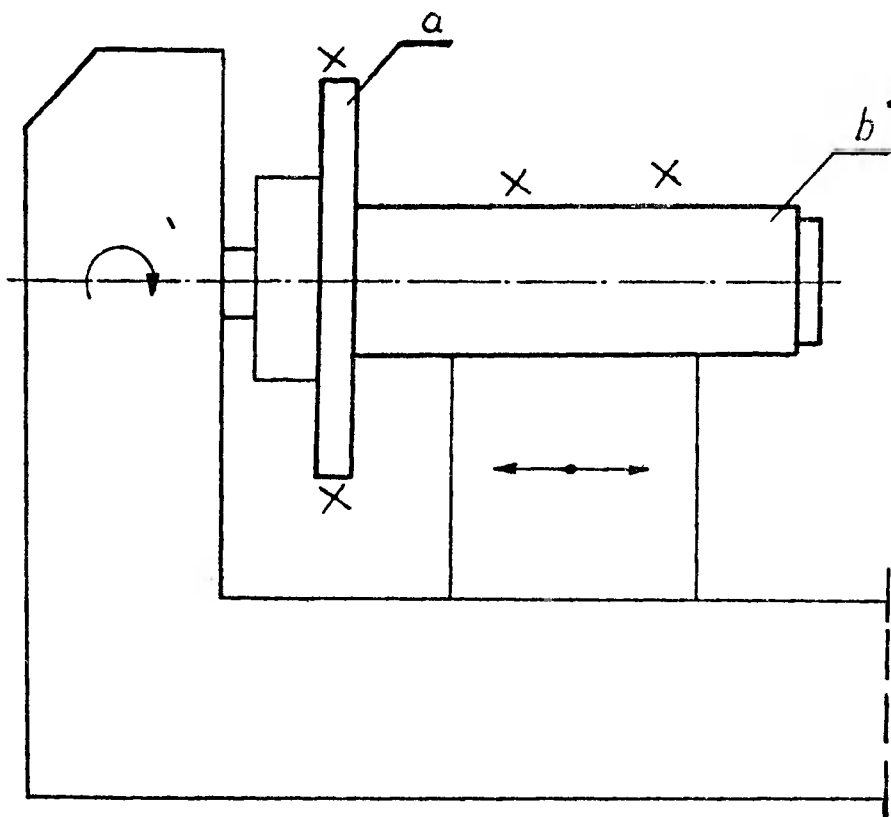




Rys. 3. Schemat stanowiska lutowania.

### c/ Zgrzewanie tarciove

Odbywa się na zasadzie zamiany energii mechanicznej na ciepło, w wyniku tarcia między częściami łączonymi. Rozpatrywany przypadek kwalifikuje się do rozwiązania sposobem polegającym na wykonywaniu ruchu obrotowego przez jeden z łączonych elementów. Tuleja zamocowana sztywno w przyrządzie /rys. 4/ trze o krążek wtedy, kiedy wyko -



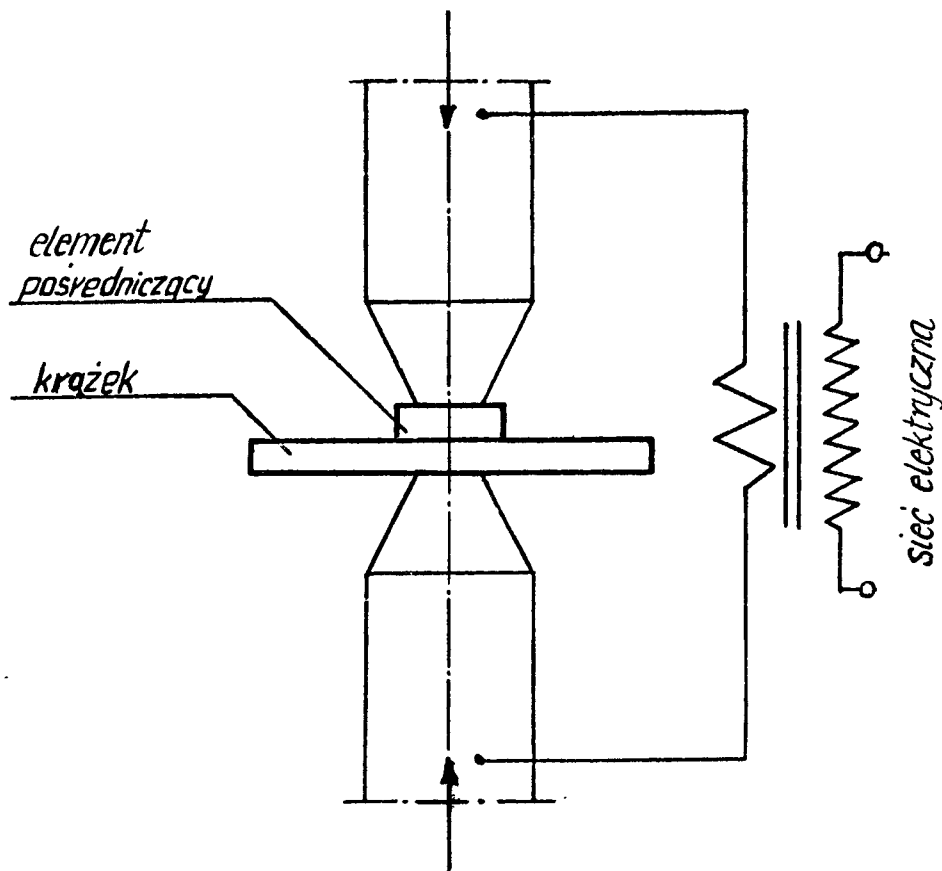
Rys. 4. Schemat grzewania tarcieniem.

nuje on ruch obrotowy. Znaczne ilości ciepła, jakie na skutek tarcia zostaną wydzielone, w krótkim czasie nagrzewają obszar łączenia do stanu plastyczności. Po osiągnięciu stanu uplastycznienia należy przerwać ruch obrotowy i wywrzeć nacisk na części łączone. Powstałe złącze ma dobre właściwości wytrzymałościowe.

#### d/ Zgrzewanie punktowe

Połączenie tulei z krążkiem metodą zgrzewania punktowego wymaga wykonania elementu pośredniczącego. Schemat zgrzewania elementu pośredniczącego w łączeniu tulei z

krążkiem przedstawiono na rysunku 5. Elementy łączone w miejscu połączenia winny mieć powierzchnie oczyszczone



Rys. 5. Schemat zgrzewania punktowego.

do metalicznego połysku. Elektroda górna wykonuje ruch skokowy w płaszczyźnie pionowej. Elektroda dolna jest nieruchoma. Rozpatrywana metoda charakteryzuje się tym, że w miejscu łączenia nie występuje nadmiar materiału, który należałoby usunąć na drodze dodatkowej obróbki. Wymaga jednak wykonania elementu pośredniczącego w łączeniu tulei z krążkiem i oczyszczenia powierzchni.

### 3. Badania wytrzymałościowe i makroskopowe wykonanych złączy

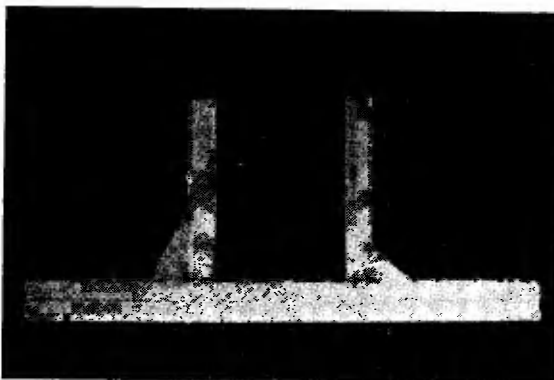
Wytypowanymi alternatywnie metodami łączenia wykonano próbne złącze tulei z krążkiem, które następnie poddano próbie wytrzymałości na rozciąganie [11] i badaniu makroskopowemu. Wyniki badań wytrzymałościowych zestawiono w tabeli 1.

Tabela 1

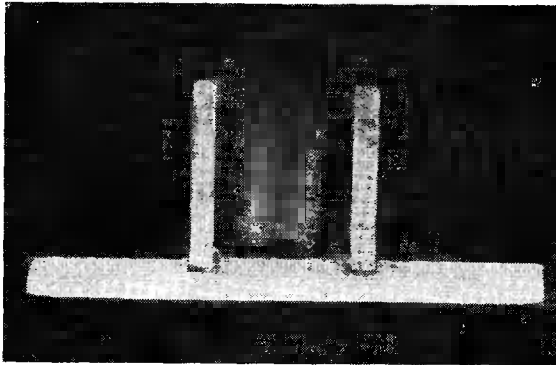
Wyniki badań wytrzymałościowych

Lp	Sposób łączenia	Wytrzymałość złącza na rozciąganie w N
1.	Spawanie łukowe półautomatyczne w osłonie CO <sub>2</sub>	71500
2.	Lutowanie miękkie	1600
3.	Zgrzewanie tarciove	21800
4.	Zgrzewanie punktowe	13200

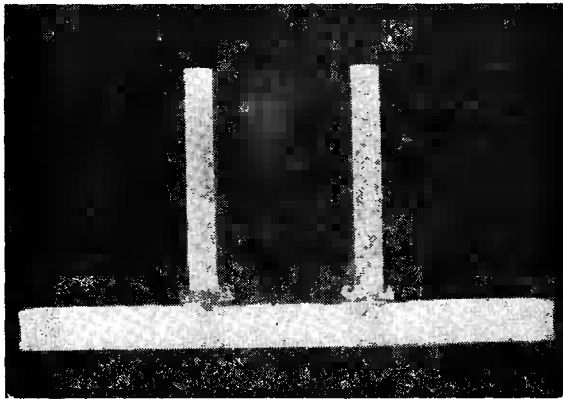
Makrostrukturę złączy próbnych przedstawiają rysunki 6, 7, 8 i 9.



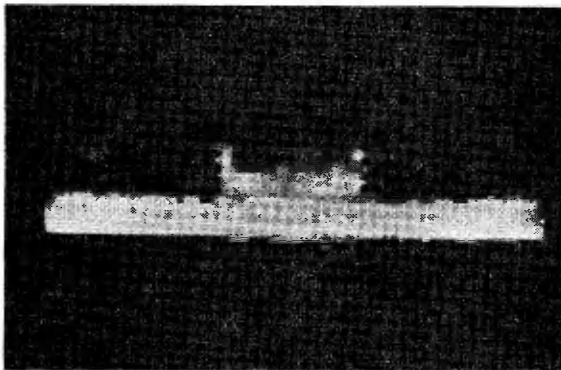
Rys. 6. Zgląd makroskopowy połączenia spawanego.



Rys. 7. Zgląd makroskopowy połączenia lutowanego.

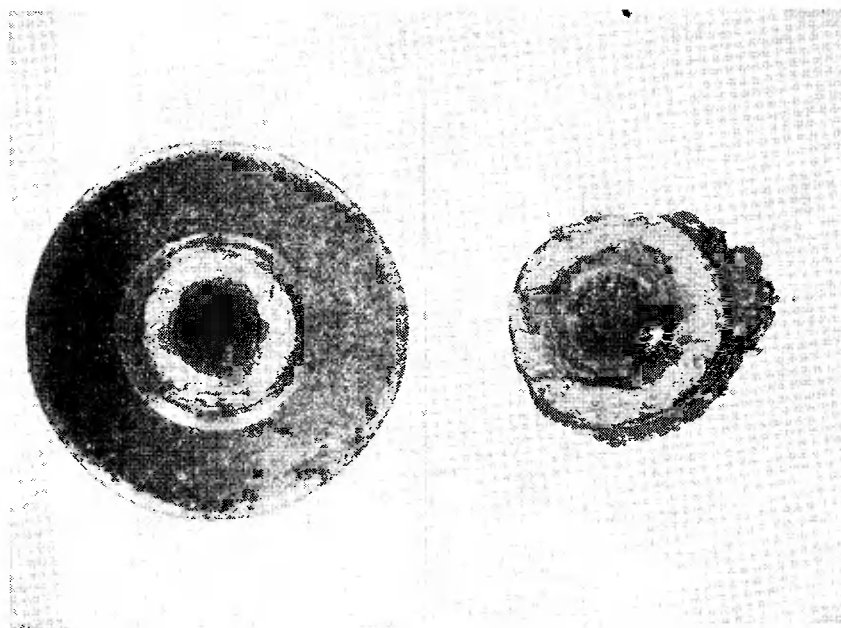


Rys. 8. Zgląd makroskopowy połączenia zgrzewanego tarcie.



Rys. 9. Zgląd makroskopowy łączenia krążka z elementem pośredniczącym za pomocą zgrzewania punktowego.

Rysunek 10 przedstawia wykonane za pomocą zgrzewania tarciami złącze próbne po rozerwaniu.



Rys. 10. Krążek i tuleja połączone przez zgrzewanie tarciami i rozerwane. Struktura przełomu matowa i droбноziarnista.

#### 4. Pracochłonność wykonania złączy

Czas realizacji połączenia zależy od rodzaju zastosowanej metody łączenia oraz od stopnia automatyzacji i mechanizacji operacji procesu technologicznego. Z wymienionych względów analiza pracochłonności będzie jedynie obejmować czasy główne łączenia, które także mogą rzutować na wybór metody łączenia.

##### a/ Spawanie półautomatyczne w osłonie $\text{CO}_2$

Czas główny spawania złącza można wyrazić następującym wzorem [5]:

$$T_g = \frac{4 \cdot F \cdot l}{v \cdot \pi \cdot d^2} \quad /min/$$

gdzie:  $F$  - przekrój poprzeczny spoiny  $/mm^2/$ ,

$l$  - długość spoiny  $/mm/$ ,

$v$  - szybkość podawania drutu elektrodowego  $/mm/min/$ ,

$d$  - średnica drutu elektrodowego  $/mm/$ .

Dla analizowanych warunków spawania czas główny spawania wyniesie:

$$T_g = \frac{4 \cdot 4,5 \cdot 70}{1800 \cdot 3,14 \cdot 0,6^2} = \frac{1260}{2034,7} = 0,62 \text{ min.}$$

#### b/ Lutowanie miękkie

Czas główny lutowania miękkiego zależy od wydajności cieplnej zastosowanego elementu grzejnego. W przeprowadzonych badaniach, jako źródło ciepła, stosowano palnik jednopłomieniowy na gaz ziemny. Czas główny lutowania dla wymienionych warunków wynosił średnio 1,5 min. Zastosowanie lutownicy oporowej o mocy 1,6 kVA wydłużyło czas główny lutowania tulei z krążkiem do około 4 min.

#### c/ Zgrzewanie tarciove

Dla zgrzewania tarciovego czas główny procesu zależy przede wszystkim od ilości ciepła jaka jest niezbędna dla uplastycznienia obszaru łączonego. Ilość wydzielonego ciepła zależy od rodzaju trących powierzchni oraz od parametrów procesu. Czas główny zgrzewania tarciovego można wyrazić wzorem [14]

$$T_g = \frac{1281 \cdot Q \cdot 60}{2 \cdot \pi \cdot n \cdot d \cdot P \cdot u} \quad /sek/$$

gdzie: Q - ilość ciepła niezbędna do uplastycznienia /cal/,  
 n - ilość obrotów /obr/min/,  
 d - średnica tarcia /mm/,  
 P - siła docisku w czasie tarcia /kG/,  
 u - współczynnik tarcia.

Dla przyjętych warunków konstrukcyjno-technologicznych czas główny wyniesie:

$$T_g = \frac{1281 \cdot 380 \cdot 60}{2 \cdot 3,14 \cdot 1400 \cdot 29 \cdot 900 \cdot 0,1} =$$

$$= 1,7 \text{ sek} = 0,028 \text{ min.}$$

#### d/ Zgrzewanie oporowe punktowe

Czas główny dla zgrzewania oporowego jest podstawowym parametrem procesu.

Przyjęta ilość punktów zgrzewczych - 3 szt.

Czas główny zgrzewania [3]

$$T_g = 3 \cdot 2 = 6 \text{ sek} = 0,1 \text{ min.}$$

## 5. Analiza wyników badań i wnioski

Przeprowadzone badania wytrzymałościowe i metalograficzne pozwalają na pozytywną ocenę skuteczności łączenia każdej z badanych metod. Nawet wytrzymałość połączenia lutowanego jest wystarczająca dla rozpatrywanego przypadku.

Badanie pracochłonności, ograniczone do analizy czasów głównych, pozwala na skuteczną eliminację metod czasochłonnych, a zatem nieprzydatnych w produkcji wielkoseryjnej.



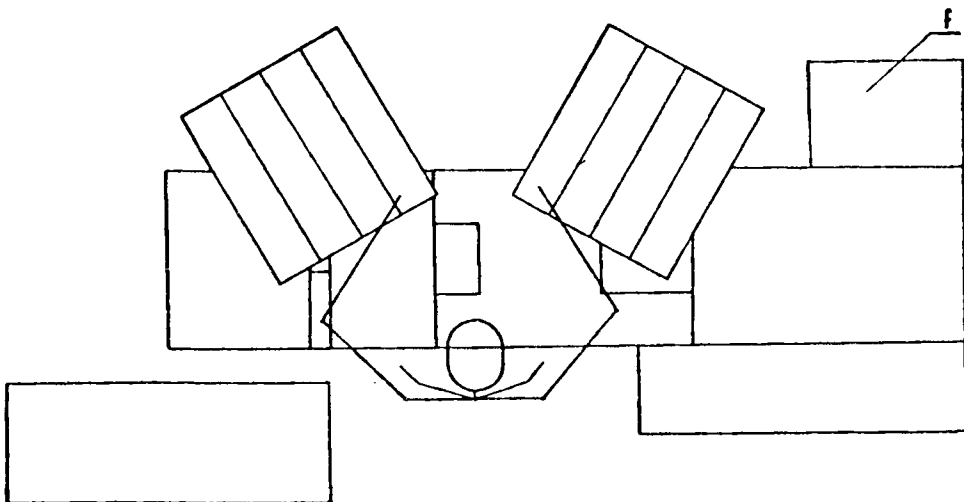
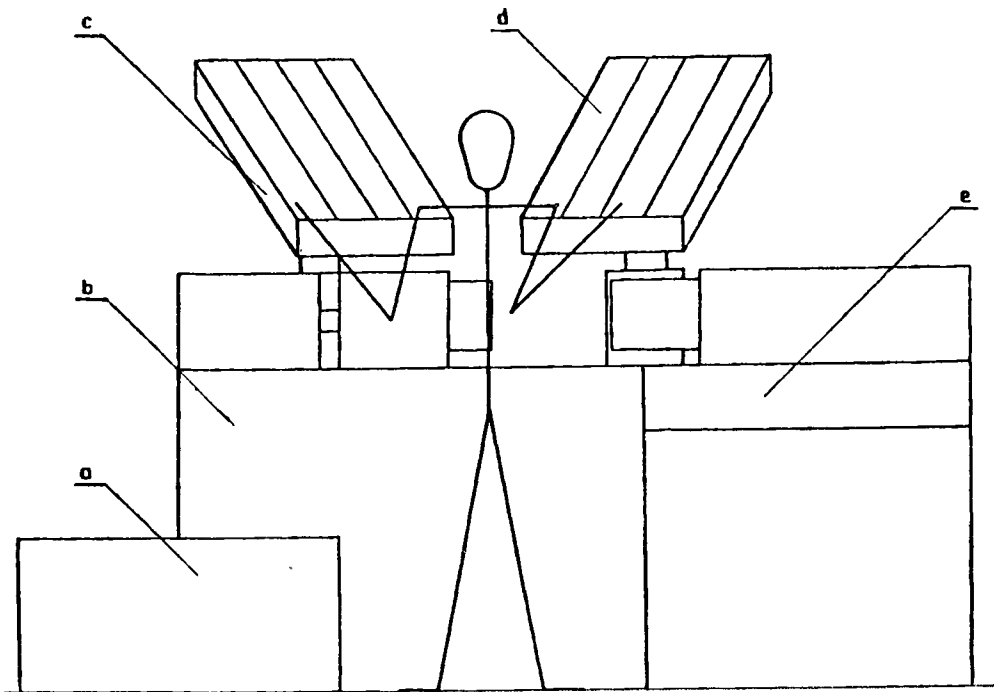
Przedstawione w opracowaniu rozwiązania technologiczne rozpatrywano z uwzględnieniem wielkoseryjnego charakteru produkcji. Każdy z przedstawionych sposobów łączenia pozwala na dodatkowe techniczne uzbrojenie stanowiska pracy zmierzające do zmniejszania czasów pomocniczych.

W przypadku spawania łukowego, różne warianty oprzyrządowania nie wpłynęły znacząco na skrócenie czasu realizacji. Zgrzewanie punktowe ze względu na konieczność wykonania elementu pośredniczącego, w porównaniu z innymi sposobami, okazało się także pracochłonne.

Zgrzewanie ciepłem tarcia jest procesem przebiegającym najszybciej z opracowanych. Zastosowanie mocowania pneumatycznego bądź hydraulicznego, zarówno tulei, jak krążka oraz zastosowanie automatycznego docisku, zarówno podczas grzania tarciami, jak i spęczania umożliwi znaczne obniżenie czasów pomocniczych. W porównaniu z innymi sposobami łączenia zgrzewanie tarciove ma jeszcze tę zaletę, że istnieje możliwość zakupu urządzenia przeznaczonego do realizacji tego typu połączeń.

Z produkowanych w kraju urządzeń należy wymienić półautomatyczną zgrzewarkę typu ZTa-10, jako najbardziej racjonalne urządzenie do łączenia badanych elementów. Konieczne jest jednak właściwe wyposażenie stanowiska produkcyjnego w urządzenia pomocnicze spełniające zasady ergonomii i skracające czasy pomocnicze.

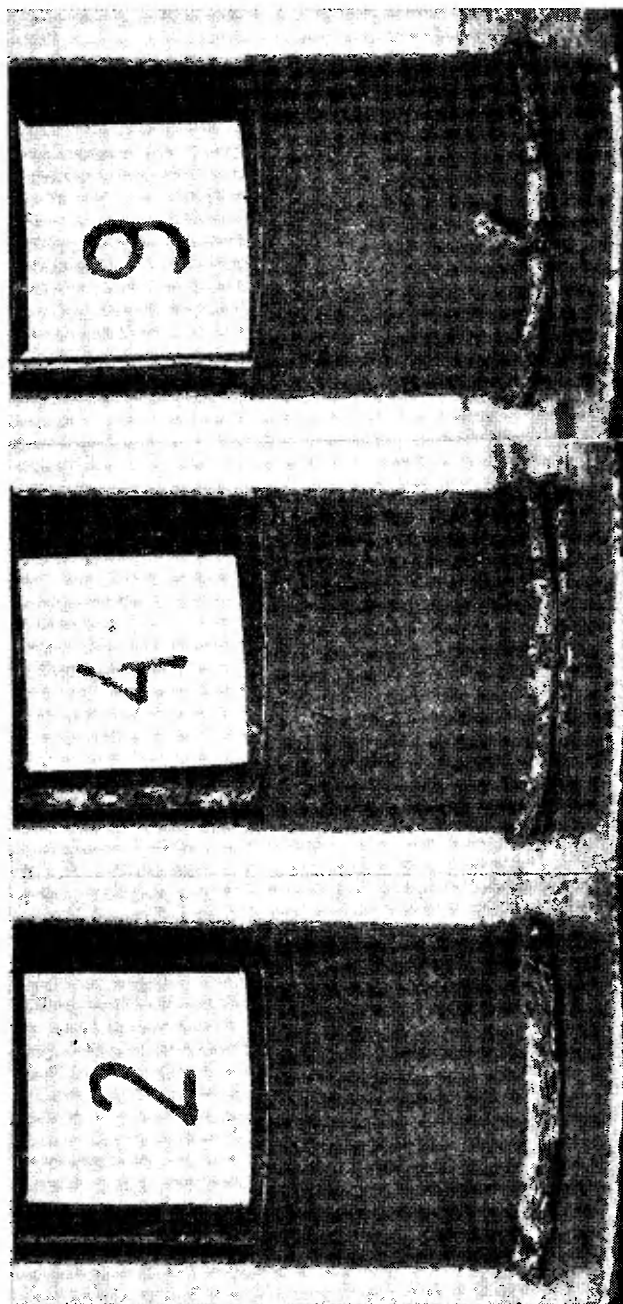
Projekt stanowiska produkcyjnego do zgrzewania tarciami badanych elementów przedstawiono na rysunku 11.



Rys. 11. Schemat stanowiska zgrzewania tarciami: a - zasobnik na wyroby gotowe, b - zgrzewarka ZTa-10, c - stojak specjalny z zasobnikiem na krążki, d - stojak specjalny z zasobnikiem na tuleje, e - pulpit sterowniczy zgrzewarki, f - szafka narzędziowa.

Wykonane za pomocą zgrzewania tarcowego  
ilustruje rysunek 12.

złącza



Rys. 12. Połączenia wykonane na półautomacie ZTa-10.  
Obroty - 1400 obr/min, siła nacisku podczas  
tarcia 9000 N, siła spęczenia - 13000 N,  
czas tarcia - 1,7 sek., czas spęczenia -  
2 sek.

Z przeprowadzonej analizy wynika, że produkcję stópki w stanie surowym, należy realizować stosując zgrzewanie tarcie. Za takim rozwiązaniem przemawiają pozytywne wyniki badań wytrzymałościowych i metalograficznych oraz krótki, w porównaniu z innymi rozpatrywanymi metodami łączenia, czas główny procesu. Także czasy pomocnicze można skutecznie zmniejszyć przez właściwe wyposażenie stanowiska produkcyjnego i sprawną organizację pracy.

#### Literatura

1. Ciszewski A., Radomski T.: Lutowanie. WNT W-wa 1971 r.
2. Czyrski W., Pilarczyk J.: Spawanie stali. PWT 1960 r.
3. Michalski R.: Zgrzewanie oporowe. WNT W-wa 1970 r.
4. Myśliwiec M.: Ciepłno-mechaniczne podstawy spawalnictwa. WNT W-wa 1970 r.
5. Pierożek B.: Spawanie stali w osłonie CO<sub>2</sub>. WNT W-wa 1967 r.
6. Piwowar S.: Spawanie i zgrzewanie elektryczne. PWSZ W-wa 1966 r.
7. PKN: PN-68/M-69001 Procesy spawalnicze stosowane do metali. Klasyfikacja.
8. PKN: PN-65/M-69014 Spawanie łukowe ręczne stali niskowęglowej i niskostopowej. Rowki do spawania.
9. PKN: PN-66/M-69016 Spawanie w osłonie dwutlenku węgla stali węglowych i niskostopowych. Rowki do spawania.
10. PKN: PN-64/M-69410 Spoiwa ołowio-cynowe do lutowania.
11. PKN: PN-64/M-69713 Próba statyczna rozciągania okrągłych złączy spawanych lub zgrzewanych.
12. Śledziwski E.: Projektowanie stalowych konstrukcji spawanych. WNT W-wa 1972 r.

## WELDING WAYS OF LINKING SLEEVES WITH DISKS

## Summary

The article presents possibilities of substituting lowefficacy techniques of linking steel elements consisting in manual gas welding by means of more rational ways. Mass production demands searching for a method satisfying not only technological qualities of a product but also for an efficient one.

As the result of the conducted analysis, there has been discussed linking by means of the friction on the ZTa-10 welder as the most rational method. The designed work-stand makes it possible to decrease auxiliary time.

## СВАРОЧНЫЕ СПОСОБЫ СОЕДИНЕНИЯ ВТУЛКИ С ДИСКОМ

## Резюме

В работе представлены возможности замены малопроизводительной техники соединения стальных элементов, заключающейся в ручной газовой сварке, более рациональными методами. Крупносерийный характер производства заставляет искать методы, которые отвечали бы не только техническим требованиям изделия, но были бы и более производительными.

В результате проведенного анализа предложены соединения с помощью трения на сварочной машине ZTa - 10 как наиболее рациональный метод. Запроектированное оснащение рабочего места дает возможность сократить подсобное время.

Krescenty Sędzierski

BADANIA WPŁYWU NIERÓWNOMIERNEGO ROZKŁADU POCHŁONIĘTEJ  
ENERGII NA WŁAŚCIWOŚCI ŻYWICY POLIESTRWEJ UTWARDZONEJ  
RADIACYJNIE

Celem pracy jest zbadanie wpływu nierównomier-  
nego rozkładu pochłoniętej energii promieniowania gamma  
 $^{60}\text{Co}$  na właściwości żywicy poliestrowej utwardzonej ra-  
diacyjnie.

1. Wstęp

Fotony promieniowania gamma oddziałują z ośrodkiem materialnym w takich procesach, jak efekt fotoelektryczny, rozproszenie komptonowskie i tworzenie par elektron-pozyton. Mimo różnych mechanizmów procesy te prowadzą w efekcie do uwalniania elektronów, które całkowicie lub częściowo przejmują energię fotonów. W wyniku zderzeń z elektronami ośrodka zmniejsza się liczba fotonów, natomiast energia i kierunek fotonów pozostałych w wiązce promieniowania nie ulegają zmianie, bez względu na drogę którą przebyły. Jak z tego wynika natężenie promieniowania gamma, rozumiane jako liczba fotonów przypadających na jednostkę przekroju wiązki równoległej ulega osłabieniu podczas przenikania przez materię. W napromienianych substancjach występuje zatem zawsze nierównomierny rozkład energii pochłoniętej. Wartość energii pochłoniętej w warstwie bliższej źródła promieniowania jest większa, niż w warstwie oddalonej od źródła.

## 2. Metodyka badań

### 2.1. Charakterystyka materiału badanego

Spośród dość szerokiego asortymentu krajowych żywic poliestrowych [2,12] do badań wytypowano żywicę Polimal 109. Wyboru tego dokonano z uwagi na przynależność żywicy Polimal 109 do grupy żywic standardowych o ogólnym przeznaczeniu oraz jej szerokie zastosowanie w przemyśle.

Żywica Polimal 109 jest 35% styrenowym roztworem poliestrów nienasyconych, uzyskanych w wyniku polikonden - sacji równomolowych ilości bezwodników kwasu maleinowego i ftalowego oraz glikolu propylenowego.

### 2.2. Technika napromieniania żywicy

W celu zbadania wpływu nierównomiernego rozkładu pochłoniętej energii na właściwości żywicy Polimal 109, utwardzono równoległą wiązką promieni gamma cztery bloki żywicy o wymiarach 30 x 30 x 100 mm.

Do napromieniania stosowano urządzenie radiacyjne wyposażone w źródło promieniowania gamma  $^{60}\text{Co}$  o wymiarach  $\phi = 50$  mm i  $h = 50$  mm oraz kolimator dający równoległą wiązkę promieni gamma o średnicy przekroju poprzecznego wynoszącej 50 mm. Parametry napromieniania były następujące:

- moc maksymalna dawki promieniowania,  $P_{\max} = 46,5$  krd/h /0,129 W/kg/;
- moc minimalna dawki promieniowania,  $P_{\min} = 12,7$  krd/h /0,035 W/kg/;
- dawka maksymalna promieniowania,  $D_{\max} = 3,7$  Mrd / $3,7 \cdot 10^4$  J/kg/;

- dawka minimalna promieniowania,  $D_{\min} = 1,0$  Mrd  
/  $1,0 \cdot 10^4$  J/kg/;
- dawka średnia promieniowania,  $D_{\text{śr}} = 2,35$  Mrd  
/  $2,35 \cdot 10^4$  J/kg/.

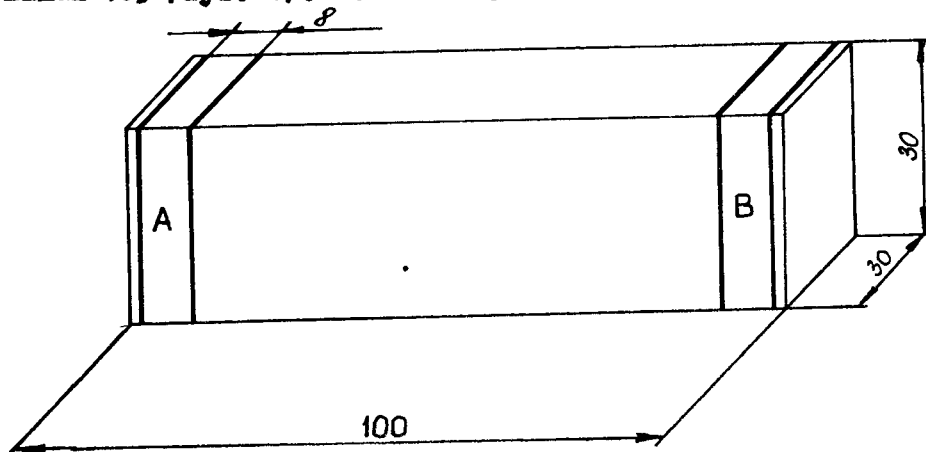
Współczynnik nierównomierności rozkładu pochłoniętej energii w blokach utwardzonej żywicy wynosił

$$H = \frac{D_{\max} - D_{\min}}{D_{\text{śr}}} = 1,15$$

### 2.3. Technika badania właściwości utwardzonej żywicy

W blokach utwardzonej żywicy o wymiarach 30 x 30 x 100 mm oznaczano właściwości w dwóch skrajnych częściach A i B. Część A usytuowana była podczas napromieniania bliżej źródła promieniowania niż część B, w związku z czym, wartość pochłoniętej energii w części A była większa niż w części B.

Twardość oznaczano na dwóch kształtkach o wymiarach 30 x 30 x 8 mm pobranych z części A i B bloku żywicy Polimal 109 /rys. 1/. Po oznaczeniu twardości z kształtek

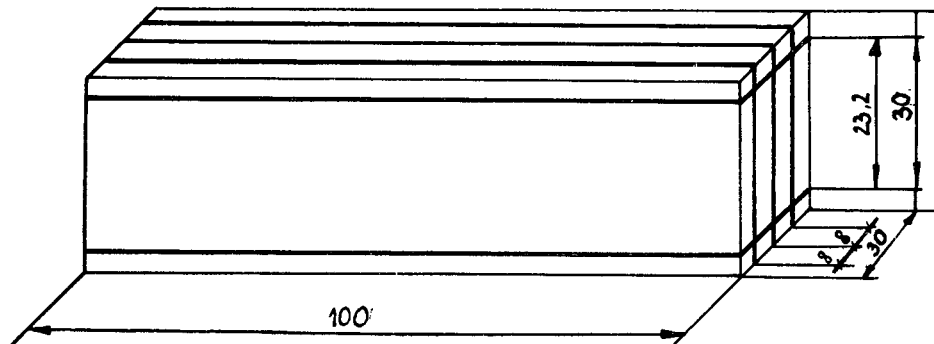


Rys. 1. Sposób wycięcia kształtek przeznaczonych do badania twardości i temperatury mięknięcia.



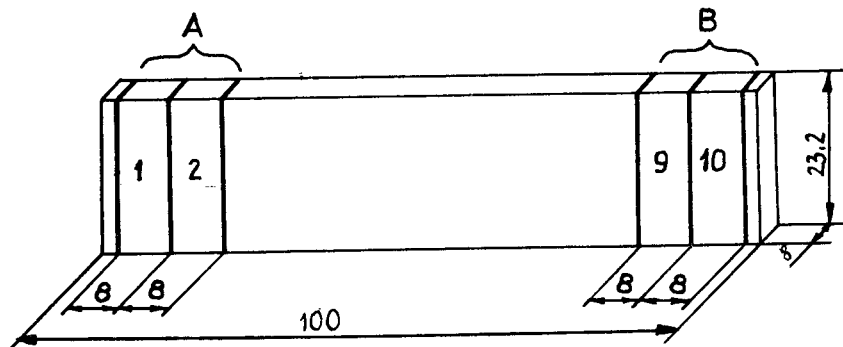
tych wycięto przecinarką ściernicową po sześć próbek o wymiarach 10 x 10 x 8 mm do badania temperatury mięknienia.

W celu oznaczenia wytrzymałości na ściskanie wykonano z dwóch bloków żywicy cztery kształtki o wymiarach 8 x 23,2 x 100 mm /rys. 2/. Z kształtek tych wycięto



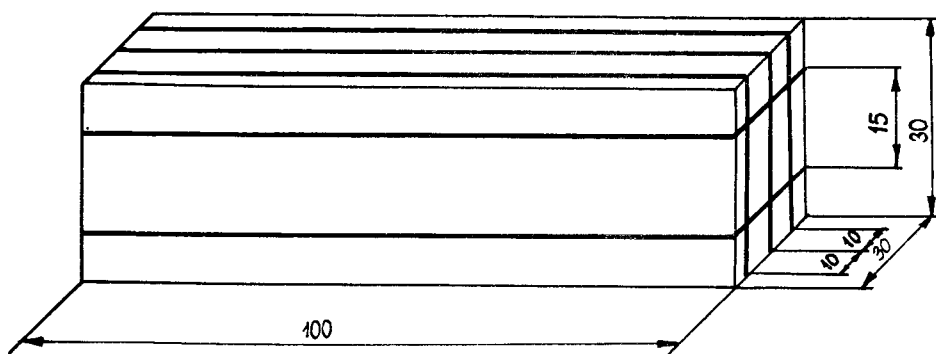
Rys. 2. Sposób wycięcia kształtek o wymiarach 8 x 23,2 x 100 mm.

przecinarką ściernicową szesnaście próbek o wymiarach 8 x 8 x 23,2 mm w sposób podany na rysunku 3.



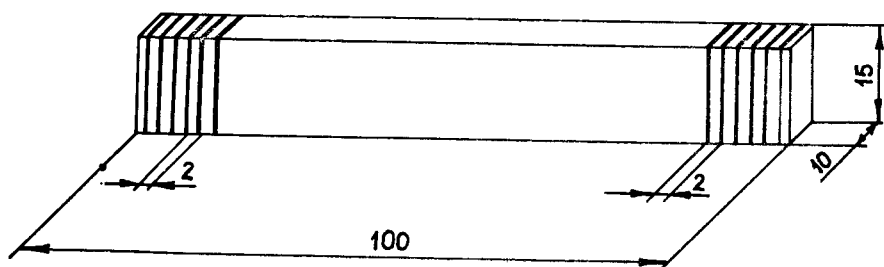
Rys. 3. Sposób wycięcia próbek przeznaczonych do badania wytrzymałości na ściskanie.

Z dwóch kształtek o wymiarach 10 x 15 x 100 mm pobranych z jednego bloku utwardzonej żywicy /rys. 4/ wycięto frezem piłkowym po dwadzieścia próbek /10 z części



Rys. 4. Sposób wycięcia kształtek o wymiarach 10 x 15 x 100 mm.

A i 10 z części B/ do oznaczania wytrzymałości na zginanie w sposób podany na rysunku 5.



Rys. 5. Sposób wycięcia próbek o wymiarach 10 x 15 x 2 mm przeznaczonych do badania wytrzymałości na zginanie.

Badanie właściwości utwardzonej żywicy przeprowadzono zgodnie z zasadami podanymi w literaturze i Polskich Normach [1,4,8]. Przed przystąpieniem do badań bloki utwardzonej żywicy klimatyzowano w temperaturze

239 ± 2 K / 20 ± 2°C / i wilgotności względnej powietrza wynoszącej 65 ± 5% przez okres czterech tygodni.

### 3. Wyniki badań

Wyniki badań twardości, wytrzymałości na ściskanie, wytrzymałości na zginanie, maksymalnego kąta zgięcia i temperatury mięknienia zestawiono w tabelach 1, 2, 3 i 4.

Tabela 1

#### Wyniki badań twardości

Część	Wartości pomiarów HK kg/cm <sup>2</sup>	Średnia arytmetyczna HK kg/cm <sup>2</sup>	Odchylenie średnie s kg/cm <sup>2</sup>	$\frac{HK \pm s}{HK_{max} - HK_{min}}$
A	2214,3 2235,6 2214,3 2193,3 2235,6 2235,6	2221,4	17,3	$\frac{2221,4 \pm 17,3}{2235,6 - 2193,3}$
B	2193,3 2193,3 2193,3 2235,6 2152,8 2214,3	2197,1	27,5	$\frac{2197,1 \pm 27,5}{2235,6 - 2193,3}$

Tabela 2

## Wyniki badań wytrzymałości na ściskanie

Część bloku	Wartości pomiarów $R_c$ $\text{kg/cm}^2$	Srednia arytmetyczna $R_c$ $\text{kg/cm}^2$	Odczylenie średnie $s$ $\text{kg/cm}^2$	$\frac{R_c \pm s}{R_{c_{\max}} - R_{c_{\min}}}$
A	1490,7 1552,8 1508,1 1419,8 1375,0 1541,2 1469,7 1556,7	1489,2	65,4	$\frac{1489,2 \pm 65,4}{1556,7 - 1375,0}$
B	1451,3 1435,7 1494,4 1491,0 1580,1 1388,9 1478,8 1521,7	1480,2	57,5	$\frac{1480,2 \pm 57,5}{1580,1 - 1388,9}$

Tabela 3

Wyniki badań wytrzymałości na zginanie i maksymalnego kąta zgięcia

Część bloku	Wartości pomiarów	Srednia arytmetyczna	Odchylenie średnie	$\frac{R}{R_{\max}} \pm \frac{s}{s_{\min}}$	Wartości pomiarów	Srednia arytmetyczna	Odchylenie średnie	$\frac{\pm s}{\max - \min}$
	$R_g$ kg/cm <sup>2</sup>	$R_g$ kg/cm <sup>2</sup>	s kg/cm <sup>2</sup>					
A	1024,4	1093,2	133,8	$\frac{1093,2 \pm 133,8}{1336,6 - 922,7}$	11,0	10,4	1,0	$\frac{10,4 \pm 1,0}{11,5 - 9,0}$
	1093,8				11,0			
	1018,1				10,0			
	1167,1				11,5			
	922,7				9,0			
	945,0				9,5			
	960,0				9,5			
	1247,5				11,5			
	1336,6				11,5			
	1146,9				10,0			
B	1231,5	1096,3	124,2	$\frac{1096,3 \pm 124,2}{1231,5 - 883,4}$	11,5	10,6	1,1	$\frac{10,6 \pm 1,1}{12,0 - 8,5}$
	883,4				9,0			
	1173,5				11,5			
	984,8				10,5			
	1180,4				12,0			
	920,8				8,5			
	1173,3				11,5			
	1075,6				10,5			
	1200,0				10,0			
	1140,0				11,0			

Tabela 4

## Wyniki badań temperatury mięknienia

Część bloku	Wartości pomiarów $T$ °C	Średnia arytmetyczna $T$ °C	Odchylenie średnie $s$ °C	$\frac{T \pm s}{T_{\max} - T_{\min}}$
A	90,0 94,0 90,0 90,0 92,0 88,0	90,67	2,07	$\frac{90,67 \pm 2,07}{94,0 - 88,0}$
B	88,0 92,0 90,0 90,0 91,0 90,0	90,17	1,08	$\frac{90,17 \pm 1,08}{92,0 - 88,0}$

## 4. Analiza wyników badań

Na podstawie wstępnej analizy wyników badań sformułowano następującą hipotezę: rozkłady zmiennych losowych twardości, wytrzymałości na ściskanie, wytrzymałości na zginanie, maksymalnego kąta zgięcia i temperatury mięknienia oznaczanych w częściach A i B bloków utwardzonej żywicy Polimal 109, charakteryzują się tymi samymi wartościami średnimi i wariancjami, co oznacza, że są takie same.

Wiarygodność postawionej hipotezy sprawdzono testem dotyczącym porównania dwu wartości średnich wykorzystując wiadomości i oznaczenia podane w pracy A.Strzałkowskiego i A.Śliżyńskiego [10].

Poniżej podano przykładowo testowanie hipotezy o równości średnich wartości twardości oznaczonej w części A i B, bloku utwardzonej żywicy.

Tabela pomocnicza do testowania

A	2214,3	2235,6	2214,3	2193,3	2235,6	2235,6
B	2193,3	2193,3	2193,3	2235,6	2152,8	2214,3

$$n_A = 6 \quad n_B = 6$$

$$\bar{x}_A = 2221,4; \quad \bar{x}_B = 2197,1$$

$$s_A^2 = \frac{\sum / x - \bar{x} / ^2}{n - 1} = \frac{1495,35}{6 - 1} = 299,07$$

$$s_B^2 = \frac{\sum / x - \bar{x} / ^2}{n - 1} = \frac{3783,90}{6 - 1} = 756,78$$

Ocenę  $s^2$  wariancji populacji obliczono jako średnią ważoną dla obydwu prób

$$s^2 = \frac{/n_A - 1/ s_A^2 + /n_B - 1/ s_B^2}{/n_A - 1/ + /n_B - 1/} = \frac{5 \cdot 299,07 + 5 \cdot 756,78}{5 + 5}$$

$$= 527,925$$

Wariancję różnicy średnich  $\Delta \bar{x} = \bar{x}_A - \bar{x}_B$  obliczono według wzoru

$$s_{\Delta \bar{x}}^2 = s_{\bar{x}_A}^2 + s_{\bar{x}_B}^2 = s^2 / \frac{1}{n_A} + \frac{1}{n_B} / =$$

$$= 527,925 / \frac{1}{6} + \frac{1}{6} / = 175,975$$

Wartość sprawdzianu hipotezy obliczono według wzoru

$$t = \frac{\bar{x}_A - \bar{x}_B}{s\sqrt{\frac{1}{n_A} + \frac{1}{n_B}}} = \frac{2221,4 - 2197,1}{\sqrt{175,975}} = 1,833$$

Sprawdzian  $t$  ma rozkład Studenta o

$$v = n_A + n_B - 2 = 10 \text{ stopniom swobody}$$

Obszar krytyczny ustalono według wzoru

$$t > t_{1 - \frac{1}{2}\alpha}$$

Dla poziomu istotności  $\alpha = 0,05$  odczytano z tabeli B.8 [37] wartość

$$t_{0,975} / v = 10 / = 2,228$$

Ponieważ

$$-t_{0,975} = -2,228 < t = 1,833 < 2,228 = t_{0,975}$$

zatem, przy poziomie istotności  $\alpha = 0,05$  nie ma podstawy do odrzucenia hipotezy o równości średnich wartości twardości kształtek pobranych w częściach A i B, bloków utwardzonej żywicy Polimal 109.

Testowanie przeprowadzone dla pozostałych badanych właściwości wykazało, że przy poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ , podobnie jak w przypadku twardości, nie ma podstaw do odrzucenia hipotezy o równości średnich wartości wytrzymałości na ściskanie, wytrzymałości na zginanie, maksymalnego kąta zgięcia i temperatury mięknięcia oznaczonych w częściach A i B bloku utwardzonej żywicy Polimal 109.



## 5. Wnioski

Przeprowadzone badania pozwalają na sformułowanie następujących ustaleń i wniosków:

1. Nierównomierny rozkład pochłoniętej energii promieni gamma przy  $\mathcal{H} = 1,15$  nie wpływa w istotny sposób na twardość, wytrzymałość na ściskanie, wytrzymałość na zginanie, maksymalny kąt zgięcia i temperaturę mięknięcia żywicy Polimal 109 utwardzonej radiacyjnie.
2. Analiza wizualna wykazała, że bloki żywicy Polimal 109 utwardzonej równoległą wiązką promieni gamma posiadają zabarwienie niejednolite. Kolor bloków zmienia się w sposób ciągły z ciemnopomarańczowego /w części A/ na jasnożółty /w części B/.

Ciemnienie żywicy ze wzrostem dawki pochłoniętego promieniowania tłumaczyć można uwieżeniem nadmiaru wolnych rodników w utwardzonej żywicy. Przypuszczenie to potwierdza fakt, że po ogrzaniu kolor ciemnopomarańczowy zanika, a blok uzyskuje zabarwienie jednolite - jasnożółte. Wolne rodniki jak wiadomo [3] są trwałe przez długi okres czasu w niskich temperaturach, natomiast szybko zanikają w pobliżu temperatury zeszklenia.

Nadmiar wolnych rodników przy jednoczesnym braku wpływu nierównomiernego rozkładu pochłoniętej energii na właściwości żywicy Polimal 109 utwardzonej radiacyjnie, świadczy o zakończeniu procesu kopolimeryzacji poliestrów nienasyconych ze styrenem, przy dawce promieniowania wynoszącej  $1,0 \cdot 10^4$  J/kg, jak również o tym, że dalsze napromienianie /w zakresie od  $1,0 \cdot 10^4$  do  $3,7 \cdot 10^4$  J/kg/ nie wywołuje depolimeryzacji.

Literatura

1. Broniewski T., Iwaszkiewicz A., i in.: Metody badań i ocena własności tworzyw sztucznych. WNT, Warszawa 1970
2. Kłosowska-Woźkowiąż Z., Królikowski W., Penczek P.: Żywice i laminaty poliestrowe. WNT, Warszawa 1969
3. Kroh J.: Wolne rodniki w chemii radiacyjnej. PWN, Warszawa 1967
4. PN - 65/C-8900 Tworzywa sztuczne. Klimatyzacja
5. PN - 68/C-89030 Tworzywa sztuczne. Oznaczanie twardości metodą wciskania kulki
6. PN - 68/C-89031 Tworzywa sztuczne. Oznaczanie wytrzymałości przy statycznym ściskaniu
7. PN - 72/C-04243 Tworzywa sztuczne. Oznaczanie wytrzymałości na zginanie za pomocą aparatu - typ Dynstat
8. PN - 54/C-04260 Guma. Oznaczanie punktu mięknięcia metodą Vicata
9. Praca zbiorowa: Technika radiacyjna. WNT, Warszawa 1971
10. Sędziński K.: Badania kopolimeryzacji radiacyjnej żywicy poliestrowej. Rozprawa doktorska, Politechnika Poznańska 1974
11. Strzałkowski A., Śliżyński A.: Matematyczne metody opracowywania wyników pomiarów. PWN, Warszawa 1973
12. Żywice poliestrowe Polimal - prospekt Zakładów Chemicznych "Sarzyn" w Nowej Sarzynie. Biuro Wydawnicze "Chemia" Warszawa 1974

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF UNEQUAL DISTRIBUTION  
OF THE ABSORBED ENERGY ON THE CHARACTERISTICS OF THE  
RADIATIONALLY HARDENED POLYESTER RESIN

Summary

The aim of this work is to investigate the influence of unequal distribution of the absorbed energy of  $^{60}\text{Co}$  gamma radiation on the characteristics of the radiationally hardened polyester resin.

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОМЕРНОГО  
РАЗЛОЖЕНИЯ ПОГЛОЩАЕМОЙ ЭНЕРГИИ НА СВОЙСТВА  
ПОЛИЭФИРНОЙ СМОЛЫ УПРОЧНЕННОЙ РАДИАЦИОННО

Резюме

Цель работы - исследовать влияние неравномерного разложения поглощаемой энергии излучения гамма  $^{60}\text{Co}$  на свойства полиэфирной смолы упрочненной радиационно.

Zygmunt Stankiewicz

## CIĄGNIENIE NACZYŃ O KSZTAŁCIE SKRZYNKOWYM

W artykule przedstawiono w oparciu o literaturę stosowane przez różnych autorów umowne współczynniki ciągnięcia dla naczyń skrzynkowych. Stwierdzono brak jednoznacznie określonego współczynnika ciągnięcia i na przykładzie konkretnego naczynia wykazano duże rozbieżności w określeniu liczby operacji.

### Wstęp

Najważniejszą wielkością charakterystyczną dla ustalenia technologii określonej części ciągnionej jest współczynnik ciągnięcia i jego wartość graniczna. Jest ona dobrze i stosunkowo wystarczająco określona dla naczyń walcowych. W wielu źródłach można znaleźć zależność jednoczesnego wpływu dużej ilości czynników na jakość i ograniczenie głębokiego ciągnięcia naczyń walcowych. Czynniki te są: własności i grubość materiału, promień zaokrąglenia krawędzi roboczych matrycy i stempla, szczelina ciągową, nacisk dociskacza, prędkość odkształcenia, rodzaj środków smarnych i sposób smarowania.

Również obliczaniem kształtu i wymiarów materiału wyjściowego, ilością ciągów, maksymalną siłę ciągnięcia, analizą odkształceń i naprężeń przy ciągnięciu naczyń walcowych zajmowało się wielu uczonych. Zagadnienia te

są stosunkowo dobrze znane ogółowi technologów i konstruktorów tłoczniactwa.

Opracowanie procesów ciągnięcia naczyń walcowych w praktyce nie nastręcza trudności, ze względu na prostotę posługiwania się potrzebnymi wzorami jak i bogactwo liczbowych wartości parametrów opartych na wynikach badań szeregu uczonych.

### 1. Ciągnięcie naczyń o kształcie skrzynkowym

Istnieje niewiele badań teoretycznych i doświadczalnych ciągnięcia naczyń skrzynkowych, a ich wyniki wykazują duże rozbieżności. Nastręcza to duże trudności przy opracowaniu i realizowaniu procesów ciągnięcia. Przy ciągnięciu naczyń skrzynkowych wyłaniają się odmienne problemy niż przy naczyniach walcowych.

W procesie ciągnięcia naczyń walcowych cząsteczki metalu są poddawane jednakowym na obwodzie ścianki odkształceniom plastycznym w całej swej objętości poboczniccy walca. Natomiast przy ciągnięciu naczyń skrzynkowych odkształcenia plastyczne w poszczególnych miejscach na obwodzie poboczniccy są różne. Boki naczyń są nie tylko odginane, lecz podlegają odkształceniom złożonym. Odkształcenia te, podobnie jak przy naczyniach walcowych, powodują skracanie naczyń wzdłuż obwodu i wydłużanie w kierunku prostopadłym, przy czym największą wartość osiągają w narożnikach. Materiał naczyń ma tendencje do rozciągania i przemieszcza się z naroży w proste ścianki. Udział ścianek naczyń w odkształceniach i przemieszczeniu materiału znacznie mniejsza odkształcenia w narożnikach w porównaniu z naczyniem walcowym o odpowiednich

wymiarach. Nierównomierny charakter stanu odkształceń na obwodzie doprowadza do tego, że naczynia skrzynkowe mają w innych miejscach niebezpieczne przekroje ze względu na pęknięcie, niż naczynia walcowe. W naczyniach skrzynkowych przekroje te znajdują się w miejscach przejścia dna w narożniki i na ściankach w pobliżu górnej krawędzi naczynia [6,8,11,12,13]. Taki proces odkształceń zachodzi przy wytłaczaniu, to jest w pierwszej operacji ciągnięcia.

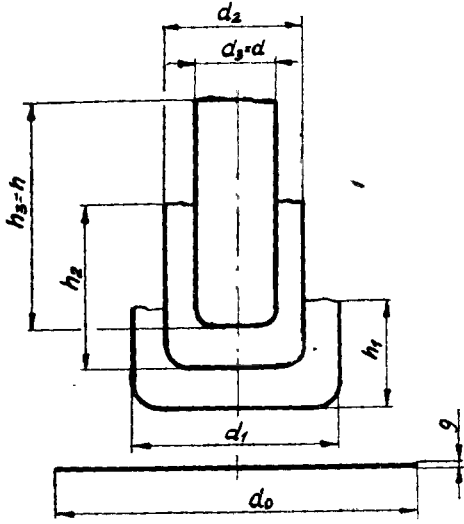
W kolejnych ciągach, przy przekształceniu naczynia walcowego w kwadratowe lub owalnego w prostokątne, również stopień odkształcenia jest różny na obwodzie. Najmniejsze odkształcenia występują w narożach, a największe w środku ścianek [11].

Kształtowanie naczyń skrzynkowych może odbywać się w jednej lub w kilku operacjach ciągnięcia. Większość teoretycznych rozważań i badań doświadczalnych na temat ciągnięcia naczyń skrzynkowych dotyczy wytłaczania. W jednej operacji ciągnięcia można otrzymać niskie naczynia

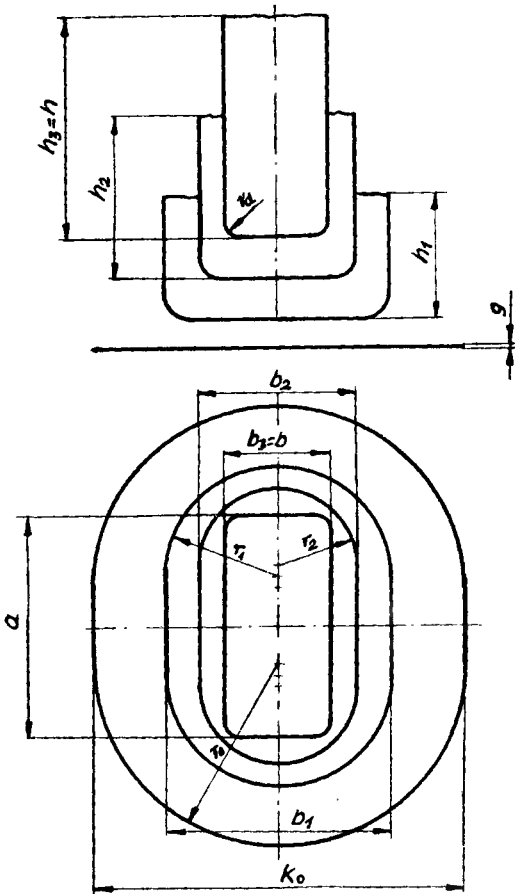
$$\frac{h}{b} \leq 0,6 \div 0,8 \quad \text{jeśli} \quad \frac{h}{r} \leq 10 \quad (\text{rys. 1}).$$

Gdy ten warunek nie jest spełniony, konieczne staje się zastosowanie kilku operacji ciągnięcia. Ciągnięcie wysokich skrzynek  $\frac{h}{b} > 0,6 \div 0,8$  wymaga zawsze wielooperacyjnego ciągnięcia [9].

a)



b)



Rys. 1. Parametry geometryczne naczynia walcowego a i naczynia skrzynekowego b.

## 2. Współczynnik ciągnięcia naczyń o kształcie skrzyńkowym

Współczynnik ciągnięcia i jego wielkość graniczna jest najważniejszym czynnikiem przy ustaleniu procesu ciągnięcia. Wielu badaczy wprowadza dla naczyń skrzyńkowych umowne współczynniki ciągnięcia analogicznie jak przy ciągnięciu naczyń walcowych, ale tylko dla ciągnięcia jednooperacyjnego [3,7,8,12].

Współczynnik ciągnięcia naczyń walcowych w pierwszym ciągnięciu oblicza się ze wzoru:

$$m_1 = \frac{d_1}{d_0} \quad (1)$$

gdzie:  $d_1, d_0$  - średnice naczyń dla pierwszej operacji ciągnięcia oraz krążka wejściowego (rys. 1).

Dla następnych operacji ciągnięcia współczynnik ciągnięcia określa się stosunkiem kolejnych średnic przedmiotów:

$$m_2 = \frac{d_2}{d_1} \quad m_3 = \frac{d_3}{d_2} \quad m_n = \frac{d_n}{d_{n-1}} \quad (2)$$

gdzie:  $d_{n-1}, d_n$  - średnice naczyń w przedostatniej i ostatniej operacji ciągnięcia. Optymalne wielkości współczynników ciągnięcia przedstawia tabela 1. Przy ciągnięciu naczyń walcowych współczynnik ciągnięcia (1) jest identyczny z pierwiastkiem stosunku powierzchni czołowej stempla  $A_s$  do powierzchni materiału wyjściowego  $A_o$ :

$$m = \sqrt{\frac{A_s}{A_o}} = \sqrt{\frac{\frac{d_1^2}{4}}{\frac{d_0^2}{4}}} = \frac{d_1}{d_0} \quad (3)$$



Tabela 1

Współczynnik ciągnięcia naczyń walcowych bez kołnierza (stal do tłoczenia, aluminium, mosiądz) [11].

Współczynnik ciągnięcia	Względna grubość krawężka $\frac{g}{d_o} \cdot 100$				
	2 - 1,5	1,5-1,0	1,0-0,6	0,6-0,3	0,3-0,1
$m_1$	0,48-0,50	0,50-0,53	0,53-0,55	0,55-0,58	0,58-0,60
$m_2$	0,73-0,75	0,75-0,76	0,76-0,78	0,78-0,79	0,79-0,80
$m_3$	0,76-0,78	0,78-0,79	0,79-0,80	0,80-0,81	0,81-0,82
$m_4$	0,78-0,80	0,80-0,81	0,81-0,82	0,82-0,83	0,83-0,85
$m_5$	0,80-0,82	0,82-0,84	0,84-0,85	0,85-0,86	0,86-0,87

Tę zależność zastosowano do obliczeń współczynnika ciągnięcia naczyń skrzynekowych. Powierzchnię materiału wejściowego z blachy  $A_o$  i powierzchnię stempla  $A_s$  można przekształcić w powierzchnie okrągłe o średnicach zastępczych  $d_{oz}$  i  $d_{1z}$ :

$$d_{1z} = \sqrt{\frac{4A_s}{\pi}} \quad (4)$$

$$d_{oz} = \sqrt{\frac{4A_o}{\pi}} \quad (5)$$

Współczynnik ciągnięcia dla naczyń skrzynekowych wynosi wtedy:

$$m = \frac{d_{1z}}{d_{oz}} \quad (6)$$

Dutschke [3] uważa, że tak przyjęty umowny współczynnik ciągnięcia, umożliwia zastosowanie znanych zależności dla głębokich ciągnów naczyń walcowych również dla naczyń

skrzynkowych. Zastrzega się równocześnie, że operowanie tymi wartościami bez wielu dodatkowych ustaleń, może być w praktyce nieprzydatne. Stosować je można tylko do obliczeń przybliżonych, zarówno przy ciągnięciu jedno- jak i wielooperacyjnym.

Umowny współczynnik ciągnięcia dla naczyń skrzynkowych, wykonywanych w jednej operacji, określa się też jako stosunek promienia zaokrąglenia narożników  $r_n$  do umownego promienia narożnego zaokrąglenia wykroju wejściowego  $r_{on}$  [9,11,14]:

$$m = \frac{r_n}{r_{on}} \quad (7)$$

Wartość tego współczynnika w zależności od stosunku  $\frac{r_n}{b}$  i względnej grubości materiału  $\frac{g}{d_o} \cdot 100$  wg Romanowskiego [11] przedstawiono w tabeli 2. Skvorcov [13]

Tabela 2

Współczynnik ciągnięcia  $m_1$  niskich naczyń skrzynkowych (stal 10) [11].

Stosunek $\frac{r_n}{b}$	Względna grubość materiału $\frac{g}{d_o} \cdot 100$		
	2 - 1	1 - 0,6	0,6 - 0,3
0,4	0,40-0,42	0,42-0,45	0,44-0,48
0,3	0,36-0,38	0,38-0,40	0,40-0,42
0,2	0,33-0,34	0,34-0,36	0,36-0,38
0,1	0,30	0,32	0,33
0,05	0,29	0,30	0,32

uzależnia wartość współczynnika ciągnięcia od wymiarów prostych odcinków obwodu naczynia skrzynkowego i względnej grubości materiału  $\frac{g}{d_0} \cdot 100$  (tab. 3).

Tabela 3

Dopuszczalny współczynnik ciągnięcia  $m_1$  dla naczyń skrzynkowych [13].

Długość odcinków prostych na obwodzie naczynia		$\frac{g}{d_0} \cdot 100 \%$					
		0,1-0,3	0,3-0,6	0,6-1,0	1,0-1,5	1,5-2,0	Ponad 2,0
krótkie	długości						
1	2	3	4	5	6	7	8
0	r	0,59	0,57	0,56	0,53	0,51	0,49
r	r	0,58	0,56	0,54	0,52	0,50	0,48
r	1,5r	0,57	0,55	0,53	0,52	0,50	0,47
r	2r	0,56	0,54	0,52	0,50	0,48	0,46
r	3r	0,55	0,53	0,51	0,49	0,47	0,45
r	5r	0,53	0,51	0,49	0,47	0,45	0,43
r	8r	0,49	0,47	0,45	0,43	0,41	0,39
r	10r	0,47	0,45	0,43	0,41	0,39	0,37
2r	3r	0,54	0,52	0,5	0,48	0,46	0,44
2r	4r	0,53	0,51	0,49	0,47	0,45	0,43
2r	6r	0,50	0,48	0,46	0,44	0,42	0,40
2r	10r	0,46	0,44	0,42	0,40	0,38	0,36
3r	4,5r	0,51	0,49	0,47	0,45	0,43	0,41
3r	6r	0,49	0,47	0,45	0,43	0,41	0,39
3r	9r	0,46	0,44	0,42	0,40	0,38	0,36
3r	10r	0,44	0,42	0,40	0,38	0,36	0,34

1	2	3	4	5	6	7	8
4r	6r	0,48	0,46	0,44	0,42	0,40	0,38
4r	8r	0,46	0,44	0,42	0,40	0,38	0,36
4r	10r	0,43	0,41	0,39	0,37	0,35	0,33
5r	7,5r	0,44	0,42	0,40	0,38	0,36	0,34
5r		0,42	0,40	0,38	0,36	0,34	0,32
6r	10r	0,41	0,39	0,37	0,35	0,33	0,31
7r		0,40	0,38	0,36	0,34	0,32	0,30
8r		0,38	0,36	0,34	0,32	0,30	0,28
9r		0,37	0,35	0,33	0,31	0,29	0,27
10r		0,36	0,34	0,32	0,30	0,28	0,26

Przy ciągnięciu wielooperacyjnym Malov [8] stosuje sumaryczny całkowity współczynnik ciągnięcia, który wynosi:

$$m_c = \frac{P}{1,75 \sqrt{A}} \quad (8)$$

gdzie:  $p$  - obwód naczynia skrzynkowego

$A$  - suma powierzchni gotowego naczynia.

Wielkość tego współczynnika decyduje o liczbie operacji /tab. 4/.

Tabela 4

Liczba operacji ciągnięcia w zależności od współczynnika sumarycznego  $m_c$  i umownej grubości materiału  $\epsilon_u$  [9].

Liczba operacji	Umowna grubość materiału $\epsilon_u$					
	2-1,5	1,5-1,0	1-0,6	0,6-0,3	0,3-0,15	0,15-0,08
	Współczynnik ciągnięcia $m_c$					
2	0,44	0,46	0,48	0,50	0,52	0,55
3	0,33	0,38	0,38	0,40	0,42	0,45
4	0,26	0,28	0,30	0,32	0,35	0,38
5	0,21	0,23	0,25	0,27	0,30	0,33
6	0,17	0,19	0,21	0,23	0,26	0,29
7	0,14	0,16	0,18	0,22	0,22	0,25

Liczba operacji zależy także od umownej grubości materiału  $g_u$ , którą oblicza się ze wzoru:

$$g_u = \frac{g}{1,13 \sqrt{A}} \quad (9)$$

gdzie:  $g$  - grubość materiału

$A$  - suma powierzchni gotowego wyrobu.

Ilość operacji wynikających z tabeli 4 zaleca Malov zwiększyć o jedną, gdy promienie zaokrąglenia w narożach  $r_n$  są mniejsze niż w tabeli 5.

Tabela 5

Optymalne względne promienie zaokrąglenia w narożach 9.

$h/b$	0,6	1,0	1,5	2	3	4	5
$r_n/b$	0,05 -0,06	0,06 -0,07	0,07 -0,08	0,08 -0,09	0,09 -0,10	0,10 -0,11	0,11 -0,12

Według [9, 11] zaleca się w pośrednich operacjach stosować takie same współczynniki ciągnięcia, jak dla naczyń walcowych.

Uczony radziecki Vajntraub [16] określa sumaryczny współczynnik ciągnięcia według następującego wzoru:

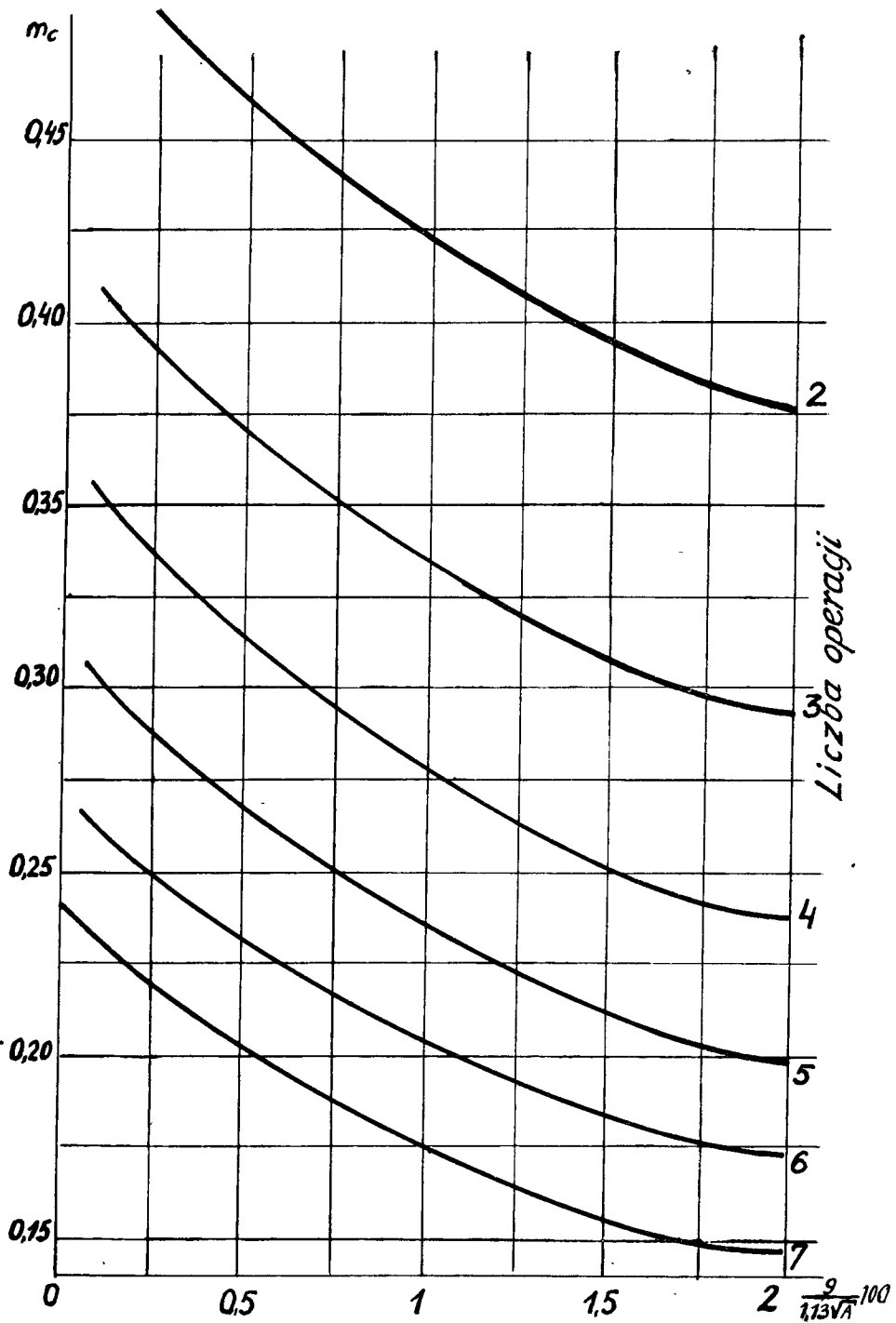
$$m_c = \frac{A_d}{A_c} \quad (10)$$

gdzie:  $A_d$  - powierzchnia dna skrzynkowego naczynia

$A_c$  - powierzchnia całkowita dna i ścianek.

Liczbę operacji określa Vajntraub [16] z wykresu/rys.2 / w zależności od względnej grubości materiału  $g_y$ , którą wylicza się jak ze wzoru (9).

Na współczynnik ciągnięcia naczyń skrzynkowych oprócz czynników wymienionych dla naczyń walcowych ma wpływ szeregu innych. Tymi czynnikami są: wielkość i parametry geo-



Rys. 2. Wykres dla określenia liczby operacji ciągnięcia naczyń skrzynkowych [16].

metryczne naczynia:  $r_n$ ,  $r_d$ ,  $h$ ,  $a$ ,  $b$ ,  $g$  /rys. 1/ oraz geometryczny kształt materiału wejściowego. Wzajemne korelacje między wszystkimi czynnikami, mającymi wpływ na proces ciągnięcia nie są jeszcze wystarczająco i całościowo zbadane. Wpływ niektórych czynników został częściowo zbadany dla ciągnięcia jednooperacyjnego, jakkolwiek wyniki tych badań często się różnią.

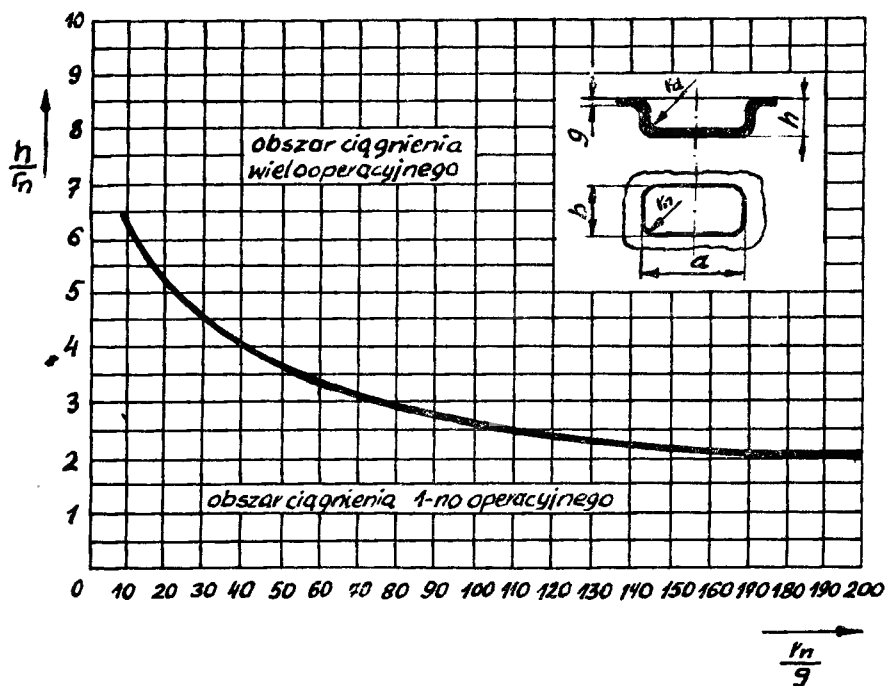
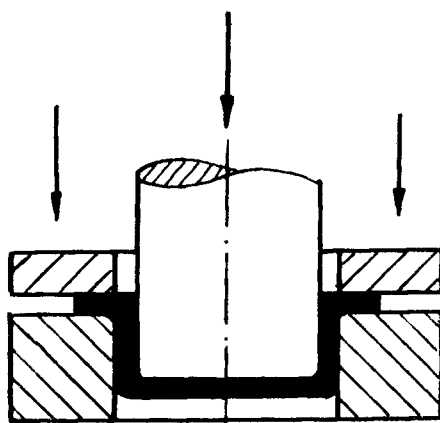
Prawie zupełnie brak jest prac, które analizowałyby proces przetłaczania naczyń skrzynkowych. Jedynie w niektórych źródłach [9,11,16] przedstawiono sprawdzone empirycznie dopuszczalne parametry procesu przetłaczania.

Przy wytłaczaniu najwięcej rozważań i badań przeprowadzono nad określeniem wpływu wielkości promienia naroża  $r_n$  na proces ciągnięcia [1,2,3,10], względnie stosunku promienia naroża do **krótszego** boku prostokąta  $r_n/b$  [9,11,14,15]. W pracach [9,10,11,15] podkreślono decydujący wpływ wielkości promienia naroża  $r_n$ . Natomiast w pracach [1,3] nie potwierdzono znacniejszego wpływu promienia naroża  $r_n$ . Wpływ promienia naroża  $r_n$  na proces ciągnięcia przedstawiono według Romanowskiego [11] w tabeli 6 oraz według Tomáška [15] na rysunku 3.

Tabela 6

Największe wartości  $\frac{h}{r_n}$  przy pierwszym ciągnięciu (stal 10) [11].

Stosunek $r_n/b$	Naczynie kwadratowe			Naczynie prostokątne		
	Względna grubość materiału					
	0,3-0,6	0,6-1,0	1,0-2,0	0,3-0,6	0,6-1,0	1,0-2,0
0,4	2,2	2,5	2,8	2,5	2,8	3,1
0,3	2,8	3,2	3,5	3,2	3,5	3,8
0,2	3,5	5,8	4,2	3,8	4,2	4,6
0,1	4,5	5,0	5,5	4,5	5,0	5,5
0,05	5,0	5,5	6,0	5,0	5,5	6,0



Rys. 3. Wykres wpływu promienia naroźnika na proces ciągnięcia naczyń skrzynkowych dla wymiarów  $b \gg 8 r_n$  i  $g = 0,4 - 1,5$  mm [15].



Podobieństwo wpływu względnej grubości materiału przy ciągnięciu naczyń skrzynkowych i walcowych wskazano w pracach [1,3,9,11,14]. Podkreślono niewielki wpływ prędkości odkształcenia co nie zostało potwierdzone przez Koseleva O.C. [5]. Wykazał on w swoich badaniach, że dla każdego materiału istnieje optymalna prędkość odkształcenia.

Częściowo badaniami zależności geometrycznych parametrów naczynia zajmował się Köhler G. [7]. Badał on zależności między długościami boków prostokąta  $a$  i  $b$  przy stałym promieniu naroża  $r_n$  oraz zależności  $\frac{a}{2r_n}$  i  $\frac{b}{2r_n}$  przy stałym stosunku boków  $a$  i  $b$ .

Najkorzystniejszy proces ciągnięcia zachodził w pierwszym przypadku przy  $\frac{a}{b} = 3$  oraz w drugim dla  $\frac{a}{2r_n} = 7,5$  i  $\frac{b}{2r_n} = 1,5$ .

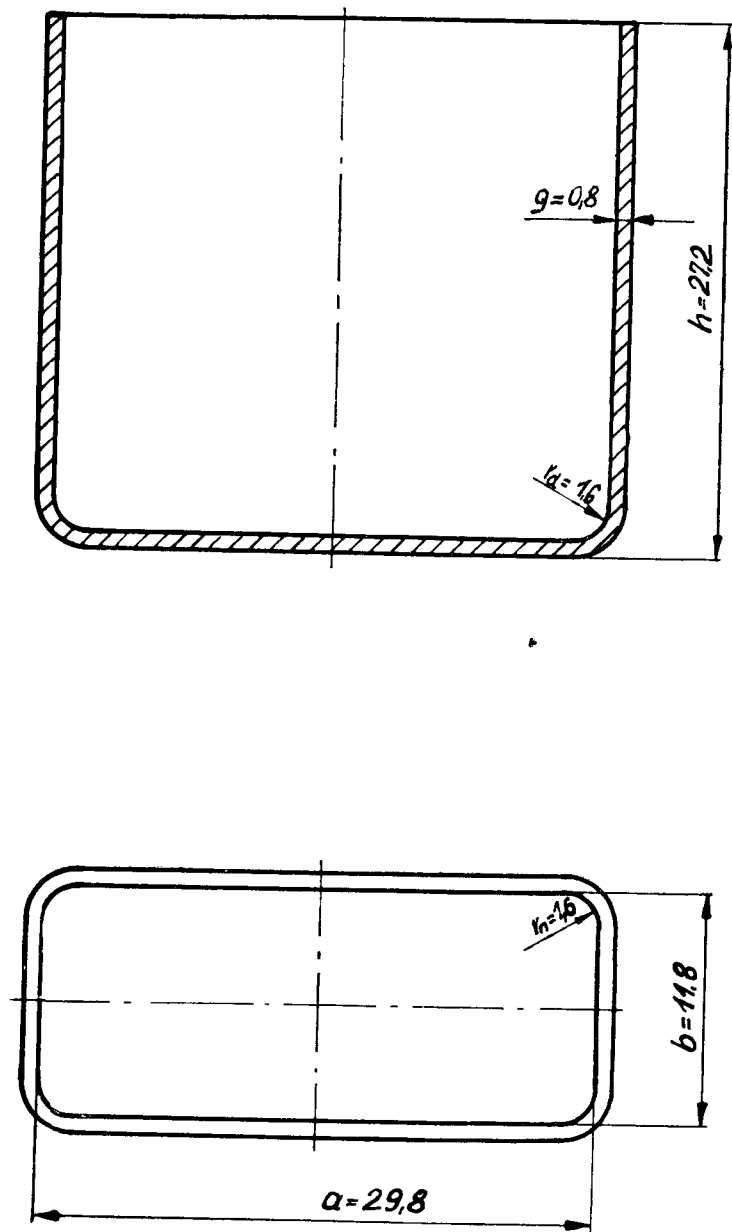
### Wnioski

Jak wynika z powyższych rozważań, przebieg ciągnięcia naczyń skrzynkowych jest zupełnie inny od przebiegu ciągnięcia naczyń walcowych. Matematyczne określenie współczynnika ciągnięcia naczyń skrzynkowych, zwłaszcza przy ciągnięciu wieloperacyjnym nastrocza wiele trudności. Jest on różnie określany, co prowadzi do rozbieżnych wyników. Przedstawia to dla naczynia z rysunku 4 tab. 7,

Tabela 7

Liczba operacji dla naczynia skrzynkowego z rysunku 4.

Wyliczono według	Współczynnik ciągnięcia	Liczba operacji
Malova	0,46	2
Dutschkego	0,41	3
Vajntraub	0,15	7



Rys. 4. Wymiary naczynia skrzynkowego z aluminium dla określenia liczby operacji ciągnięcia.

w której przedstawiono liczbę operacji ciągnięcia z wzorów podanych przez Dutschkego [3], Malova [9], i Vajnttrauba [16].

Dotychczasowy stan rozważań i badań oraz ich wyniki nie pozwalają na jednoznaczne opracowanie procesów ciągnięcia naczyń skrzynkowych. Wiąże się to z koniecznością wykonywania dużej ilości prób, co jest pracochłonne i kosztowne.

Zachodzi konieczność przeprowadzenia badań procesów przetłaczania naczyń skrzynkowych przynajmniej w takim stopniu jak to zostało dokonane dla wytłaczania naczyń skrzynkowych.

#### Literatura

1. Boes P.J.M.: Das Tiefziehen nichtrunder Teile. Industrie Anzeiger 1968 nr 27, s. 31 - 33.
2. Brambauer F., Friedel D.: Tiefziehen von rechteckigen Blechformteilen. Umformtechnik 1973 nr 5, s. 25-30.
3. Dutschke W.: Über das Tiefziehen rechteckiger Teile. Werkstattstechnik 1961 nr 4, s. 167 - 173.
4. Gentzsch G.: Das Tiefziehen quadratischer und rechteckiger Werkstücke. Industrie Anzeiger 1968 nr 55, s. 1248 - 1252.
5. Koselow O.C.: Nekatorye osobiennosti processa, vytjażki detalej korobčatoj formy Kuzn. - štampov. Proiz. 1975 nr 3 s. 30 - 32.
6. Kovalev V.G.: Eksperimental'noe opredelenie napryaženij pri vytjażke korobčatych detalej. Kuzn. - štampov. Proiz 1965 nr 10, s. 19 - 21.

7. Kbhler G., Osterburg U.: Einfluss der Geometrie des Ziehtteils auf das Grenzziehverhaltisn im Anschlag. Fertigungstechnik und Betrieb 1973 nr 10, s. 596-599.
8. Lisicyn V.D., Andreeva V.N., Tjanutov A.G.: Eksperimental'noe issledovanie vytjazki korobčatych izdelij. Kuzn. - štampov. Proiz. 1965 nr 12, s.20 - 23.
9. Malov A.H.: Technologija cholođnoj štampovki Oborongiz. Moskva 1963.
10. Oehler/Kaiser: Schnitt, Stanz und Ziehwerkzeuge. Springer Verlag, Berlin 1966.
11. Romanowski W.P.: Tłoczenie na zimno. Poradnik WNT Warszawa 1964.
12. Romanovskij V.P.: Vytjazka prjamougol'nych detalej s flancem. Kuzn. - štampov. Proiz. 1968 nr 8, s. 15-19.
13. Skvorcov G.D.: Osnovy konstruirovanija štampov dlja cholođnoj listovoj štampovki. Mašinostroenie. Moskva 1974.
14. Szofman L.A.: Teorja i rasčoty processov cholođnoj štampovki. Mašinostroenie. Moskva 1964.
15. Tomásek J.: Technologičnost tvaru plechovych součásti a mezeni stupně přetvořeni. Nove směry v oblasti tvářeni. Sbornik přednášek VÚTS - Brno 1963 s. 7 - 34.
16. Vajntraub D.A.: Rasčot technologiceskogo processa vytjazki vysokich prjamougol'nych detalej. Progressivnaja technologija glubokij vytjazki listovoj materialov. Sbornik dokladov konferenciji. Prikskoje knižnoje izdatelstvo. Tula 1968.

BOX - SHAPED VESSEL DRAWING

Summary

Conventional coefficients of drawing for box vessels used by various authors are presented in this article, based on the technical literature. A lack of definitely determined coefficient of drawing has been found and a great discrepancy in determination of the number of operations has been shown on example of a particular vessel.

ВОЛОЧЕНИЕ ПОСУДЫ В ФОРМЕ ЯЩИКА

Резюме

Основываясь на литературе в статье представлены, применяемые разными авторами, условные коэффициенты волочения для посуды в форме ящика. Определено отсутствие однозначно определенного коэффициента волочения и на примере конкретной посуды выявлены большие разницы при определении количества операций.

Zygmunt Stankiewicz

## ANALIZA STANU ODKSZTAŁCEŃ PRZY CIĄGIENIU BLACH

W artykule przedstawiono zastosowanie metody siatek koordynacyjnych przy badaniu stanu odkształceń w procesach ciągnięcia. Opisano różne metody obliczania siatki po odkształceniu z przykładami praktycznego zastosowania.

### 1. Wstęp

Jedną z podstawowych operacji plastycznego kształtowania blach jest ciągnięcie naczyń. W czasie ciągnięcia materiał doznaje odkształceń plastycznych, które nie mogą przekroczyć krytycznych wartości ze względu na możliwość pęknięcia, fałdowania, pocienienia itp.

Technologiczną przydatność blachy do plastycznego kształtowania, stanowiącą o jej zdolności do znoszenia dużych odkształceń plastycznych i łatwość przyjmowania żądanych kształtów nazywamy ogólnie tłocznością. Charakteryzuje ona nie tylko własności materiału, ale również stan naprężeń i odkształceń, występujących w danej operacji ciągnięcia. Tłoczność zależy także od warunków ciągnięcia. Jest to pojęcie złożone i opisywane za pomocą różnorodnych wskaźników lub kryteriów oceny. Najczęściej stosowane próby to: rozciągania prostego i złożonego Jo - vignota, poszerzania otworu KWI, czystego obciążania Erichsena i Olsena, złożonego wytłaczania z obciążaniem Swif - ta i Fukui oraz czystego wytłaczania Swifta i Fukui / wy - łącznie miseczki/, spęczanie klina Sachsa lub Guyota i

wytłaczania Engelhardta [3, 21]. Najważniejszymi wskaźnikami materiałowymi otrzymywanymi z próby rozciągania prostego jest granica plastyczności, wydłużenie **względne**, wskaźnik umocnienia i współczynnik anizotropii  $R$ , a z pozostałych prób - głębokość wygniecenia, względnie graniczny współczynnik ciągnięcia.

Kształtowanie plastyczne charakteryzuje się nierównomiernym rozkładem odkształceń. Niejednorodność odkształcenia wynika z następujących przyczyn [3]: niejednorodności budowy polikrystalicznej metali, tarcia wewnętrznego, kształtu materiału wyjściowego i narzędzia oraz nierównomiernego rozkładu temperatur. Powoduje ona zwiększenie średniego nacisku jednostkowego, obniżenie plastyczności, możliwości wcześniejszego pęknięcia oraz powstawanie naprężeń wewnętrznych. W procesach obróbki plastycznej wpływ niejednorodności jest znacznie większy niż przy prostym rozciąganiu, które stanowi wstępną próbę do określenia przydatności materiału. W materiale znajdują się zarówno strefy słabo rozwiniętego odkształcenia jak i strefy, gdzie odkształcenie znacznie przewyższa średnią wielkość.

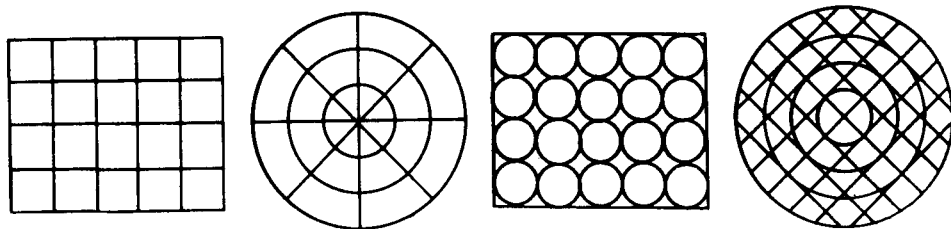
Istnieje wiele metod badawczych pozwalających określić stan odkształcenia materiału. Należą do nich: pomiar twardości w różnych punktach odkształconego materiału, określenie wielkości ziarna po wyżarzeniu rektystalizującym, badanie makrostruktury, wyznaczania siatki linii poslizgu i pola prędkości płynięcia, badanie zmian wymiarowych naniesionych siatek koordynacyjnych [11, 17, 18] i inne. Ponadto przy zastosowaniu metod matematycznej teorii plastyczności można metodami perturbacji, przybliżenia hydrodynamicznego, wariacji, równań teorii pełzania ustalić wystarczająco dokładnie dla praktyki związki fun-

kcjonalny między parametrami procesów kształtowania [16].

Metody te pozwalają ocenić przydatność materiału do kształtowania oraz określić, jakie własności winien on mieć w konkretnej operacji. Wskaźniki i kryteria oceny materiału podawane przez PN, a więc: granica plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie i przewężenie oraz głębokość wygniecenia według Erichsena są na ogół niewystarczające do oceny przydatności blach do operacji ciągnięcia. Spośród wymienionych metod badania odkształceń plastycznych najbardziej rozpowszechniona zarówno w badaniach modelowych jak i rzeczywistych warunkach odkształcenia jest metoda siatek koordynacyjnych.

## 2. Badanie odkształceń metodą siatek koordynacyjnych

Metoda siatek polega na tym, że na powierzchni badanego elementu nanosi się oczka siatki mechanicznie, chemicznie lub innymi metodami [2, 6, 13]. Siatka ta w procesie odkształcenia ulega zmianom wymiarowym. Na podstawie charakteru i wartości odkształceń końcowych poszczególnych elementów siatki można określić wartości odkształceń w rozpatrywanym obszarze oraz ustalić kierunki płynięcia metalu. W zależności od badanego procesu odkształcenia dobieramy odpowiednio wygodny do pomiarów typ oczka siatki /rys. 1/. Dokładność określenia wymiarów oczka po



Rys. 1 Podstawowe typy oczek siatki koordynacyjnej.



odkształceniu zależy od stopnia niejednorodności odkształcenia i powinna zwiększać się wraz ze zmniejszeniem wymiarów oczka siatki. Z drugiej strony dokładność otrzymanych wyników zależy także od dokładności pomiarowej oczka, która pogarsza się ze zmniejszeniem jej liniowych wymiarów. We wszystkich przypadkach minimalne wymiary oczka siatki powinny znacznie przewyższać rozmiary ziaren krystalicznego ciała. W przeciwnym bowiem przypadku można oczekiwać pojawienia się mikroanizotropowości. Najczęściej stosuje się siatkę z oczkami w kształcie okręgów o średnicach od 0,5 do 5 mm, chociaż niektórzy badacze stosują kwadratowe oczko siatki [14]. Uzasadniają oni to tym, że proste linie mogą być naniesione w odstępach 0,25 mm, czego przy okrągłych oczkach nie można osiągnąć. Można przy tym dokonać pomiaru wielkości obrotu głównych osi odkształceń, czego również nie daje oczko okręgów siatki.

Podstawą metody końcowych odkształceń jest teoria o przekształceniu elementarnej powierzchni kołowej, w rezultacie procesu końcowego odkształcenia, w elipsoidę, której główne osie pokrywają się z kierunkiem głównych osi odkształcenia [15]. Główne składowe odkształcenia określa się jako logarytmy naturalne stosunku głównych wymiarów elipsoidy do wymiarów początkowej powierzchni kołowej. W oparciu o teorię odkształceń Genki przyjmuje się także, że główne osie naprężeń izotropowego ciała pokrywają się z kierunkami głównych osi elipsoidy. Metodę tę możemy stosować do tych procesów, które podlegają warunkowi monotoniczności. Zakłada się, że w obszarze objętości, ograniczonej oczkiem siatki, materiał jest izotropowy, a odkształcenia są jednorodne.

Znając główne składowe odkształcenia i umocnienie materiału możemy określić rozkład naprężenia dla płaskiego

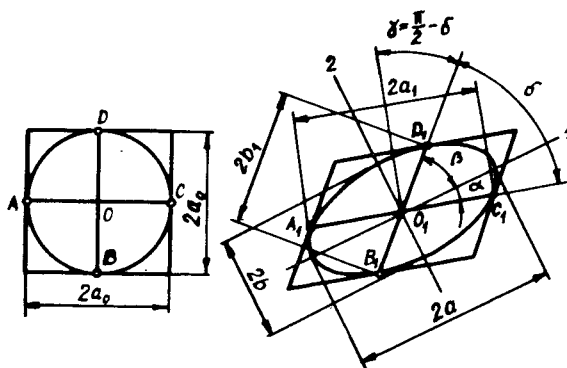
stanu naprężeń. Wykorzystując prawo plastycznego płynięcia i hipotezę Tresci otrzymamy:

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= \beta \sigma_p \frac{\varphi_3 - \varphi_1}{\varphi_2 - \varphi_1} \\ \sigma_3 &= \beta \sigma_p \frac{\varphi_3 - \varphi_2}{\varphi_2 - \varphi_1} \end{aligned} \quad (1)$$

gdzie:

- $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3$  - główne składowe odkształcenia,
- $\sigma_p$  - naprężenie uplastyczniające odczytane z krzywej umocnienia,
- $\beta$  - współczynnik korygujący hipotezę Tresci.

Najbardziej znane metody końcowych odkształceń to metoda Siebel'a, Paskova i Renne [6]. W metodzie Siebel'a wyjściowe oczko kwadratowe /rys.2/ siatki przekształca



Rys. 2 Schemat odkształcenia oczka siatki o kształcie okręgu.

się w równoległobok. Wpisane w kwadrat wyjściowy koło przekształca się w elipsę. Główne osie elipsy ustala się następująco:

$$2a = 2 \sqrt{1/2/a_1^2 + b_1^2/ + 1/2 \sqrt{/a_1^2 + b_1^2/2 - 4a_1^2 b_1^2 \sin^2}} \quad (2)$$

$$2b = 2 \sqrt{1/2/a_1^2 + b_1^2/ - 1/2 \cdot \sqrt{/a_1^2 + b_1^2/2 - 4a_1^2 b_1^2 \sin^2}}$$

Kąt między dużą osią główną elipsy i dużą związaną osią równoległoboku oblicza się ze wzoru:

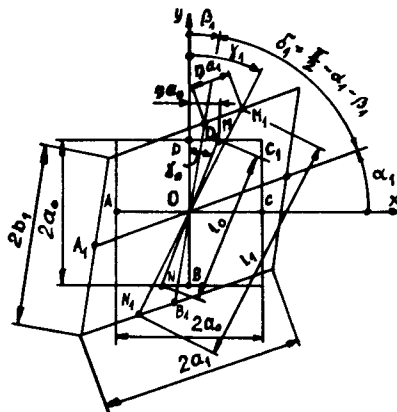
$$\operatorname{tg} \alpha = 1/2 / 1 - \frac{b^2}{a^2} / \operatorname{tg} \sigma - 1/2 \sqrt{/1 - \frac{b^2}{a^2} / \operatorname{tg}^2 - 4 \frac{b^2}{a^2}} \quad (3)$$

Główne składowe odkształcenia znajduje się ze wzoru:

$$\varphi_1 = \ln \frac{a}{a_0} = 1/2 \ln \frac{a_1^2 + b_1^2 + \sqrt{/a_1^2 + b_1^2/2 - 4a_1^2 b_1^2 \sin^2 \sigma}}{2 a_0^2} \quad (4)$$

$$\varphi_2 = \ln \frac{b}{a_0} = 1/2 \ln \frac{a_1^2 + b_1^2 - \sqrt{/a_1^2 + b_1^2/2 - 4a_1^2 b_1^2 \sin^2 \sigma}}{2 a_0^2}$$

W metodzie Paskova wyjściowe oczko kwadratowe siatki przekształca się w równoległobok /rys.3/. Parametrami



Rys. 3 Schemat odkształcenia oczka kwadratowej siatki.

obrazującymi zniekształcenie oczka tak jak w poprzedniej metodzie będą boki równoległoboku  $2a_1$ , i  $2b_1$  oraz kąt między nimi  $\sigma_1$ , a obrót osi współrzędnych ustalonych na płaszczyźnie charakteryzują kąty  $\alpha_1$  i  $\beta_1$ , przy czym:

$$\sigma_1 = \frac{\pi}{2} - (\alpha_1 + \beta_1) \quad (5)$$

Długość  $l_1$  i kierunek /kąt  $\rho_1$ / pewnego odcinka  $M_1N_1$  mającego przed odkształceniem długość  $l_0$  i kierunek określony parametrem  $\eta / \eta = \text{tg } \rho_0$ , wartość którego przy zachowaniu jednorodności odkształceń jest stała, wykorzystuje się dla określenia odkształcenia przez wydłużenie tego odcinka:

$$\varphi_{(1)} = 1/2 \ln \frac{b_1^2 + \eta^2 a_1^2 + 2\eta a_1 b_1 \cos \sigma_1}{1 + \eta^2 / a_0^2} \quad (6)$$

Odpowiednio określa się:

$$\rho_1 = \text{arc tg} \frac{b_1 \sin \beta_1 + \eta a_1 \cos \alpha_1}{b_1 \cos \beta_1 + \eta a_1 \sin \alpha_1} \quad (7)$$

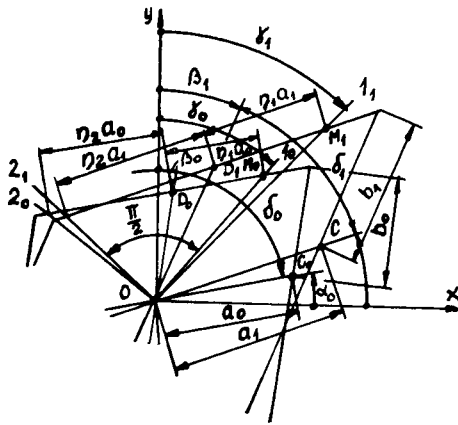
Wartości parametru  $\eta$ , określającego kierunki głównych osi odkształceń znajduje się z warunku ich ekstremum:

$$\eta_{1,2} = \frac{a_1^2 - b_1^2 \pm \sqrt{a_1^2 - b_1^2 / 2 + 4a_1 b_1 \cos^2 \sigma_1}}{2a_1 b_1 \cos \sigma_1} \quad (8)$$

Znak plus przed pierwiastkiem odpowiada wartości  $\eta_1$ , a znak minus wartości  $\eta_2$ . Podstawiając wartości  $\eta_1$  i  $\eta_2$  do wzoru (6) otrzymujemy:

$$\varphi_{1,2} = 1/2 \ln \frac{a_1^2 + b_1^2 \pm \sqrt{a_1^2 + b_1^2 / 2 - 4a_1 b_1 \sin^2 \sigma_1}}{2 a_0^2} \quad (9)$$

Jest to taki sam wynik, jak otrzymany przy metodzie Siebel'a. Wzory obliczeniowe metody Siebel'a i Paskova stawiają warunek, że oczko wyjściowe siatki powinno koniecznie mieć kształt kwadratowy. Błąd w naniesieniu prostopadłej siatki może doprowadzić do omyłek w określeniu wartości głównych składowych odkształceń jak i kierunku głównych osi. Renne wykazał, że można otrzymać wzory i dla ogólnego przypadku, kiedy wyjściowe oczko siatki ma kształt równoległoboku, tj, jego parametrami są wymiary  $2a_0$ ,  $2b_0$  i kąt  $\delta_0$ , a położenie wyznaczają odpowiednio dobrane osie współrzędnych, określone kątami  $\alpha_0$  i  $\beta_0$  /rys.4/. W tym przypadku główne składowe odkształcenia



Rys. 4 Schemat odkształcenia oczka siatki o kształcie równoległoboku.

określa się następująco:

$$\varphi_1 = 1/2 \ln \frac{b_1^2 + \eta_1^2 a_1^2 + 2 \eta_1 a_1 b_1 \cos \delta_1}{b_0^2 + \eta_1^2 a_0^2 + 2 \eta_1 a_0 b_0 \cos \delta_0} \quad (10)$$

$$\varphi_2 = 1/2 \ln \frac{b_1^2 + \eta_2^2 a_1^2 + 2 \eta_2 a_1 b_1 \cos \delta_1}{b_0^2 + \eta_2^2 a_0^2 + 2 \eta_2 a_0 b_0 \cos \delta_0}$$

gdzie: 
$$\eta_{1,2} = \frac{B \mp \sqrt{B^2 + 4AC}}{2A}$$

$$A = a_o b_o a_1^2 \cos \sigma_o - a_1 b_1 a_o^2 \cos \sigma_1$$

$$B = a_o^2 b_1^2 - a_1^2 b_o^2$$

$$C = a_o b_o b_1^2 \cos \sigma_o - a_1 b_1 b_o^2 \cos \sigma_1$$

Kierunki głównych osi w wyjściowym i odkształconym stanie oblicza się następująco:

$$\operatorname{tg} \delta_o = \frac{b_o \sin \beta_o + \eta_{1,2} a_o \cos \alpha_o}{b_o \cos \beta_o + \eta_{1,2} a_o \sin \alpha_o}$$

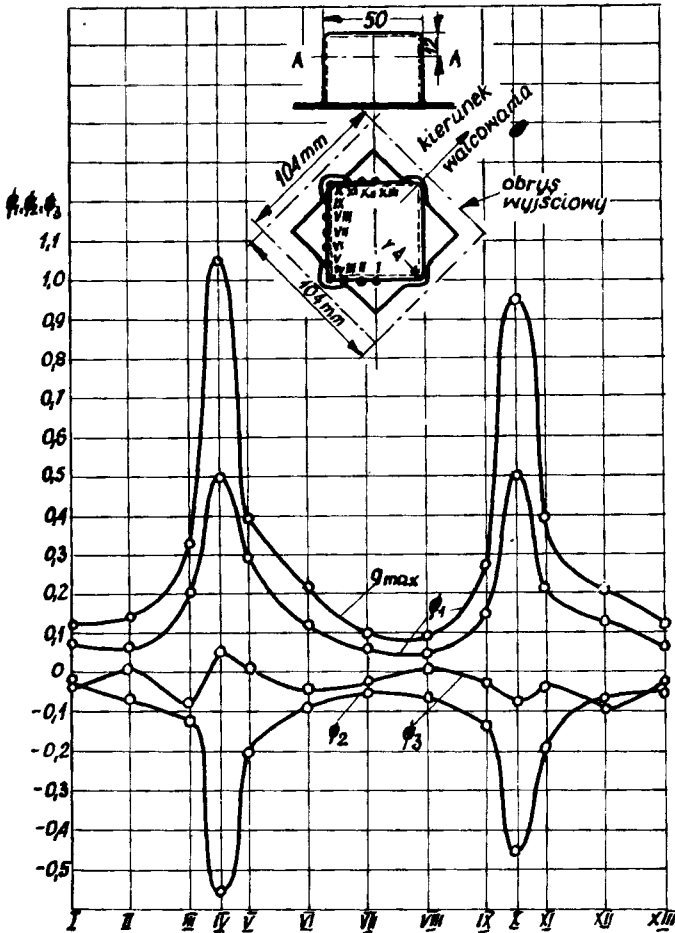
$$\operatorname{tg} \delta_1 = \frac{b_1 \sin \beta_1 + \eta_{1,2} a_1 \cos \alpha_1}{b_1 \cos \beta_1 + \eta_{1,2} a_1 \sin \alpha_1}$$

(11)

Jeżeli naniesione oczko siatki zmienia się po odkształceniu w krzywoliniowy czworokąt, to ocena ilościowa odkształceń końcowych jest mało dokładna i trudna do określenia.

Rozkład odkształceń dla ciągnionych naczyń cylindrycznych i kwadratowych przedstawiają rysunki 5 i 6 [5,18]. Analizując rozkład odkształceń można ustalić obszary w wytłoczce nadmiernie odkształcone oraz sprawdzić prawdziwość dobranych współczynników ciągnięcia, co pozwala na skorygowanie procesu ciągnięcia i poznanie charakteru odkształceń.



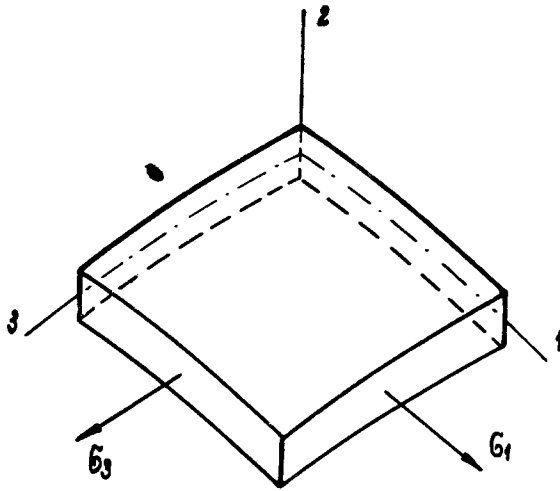


Rys. 6 Rozkład odkształceń podczas ciągnięcia naczynia o przekroju kwadratowym.

### 3. Wielkość odkształcenia a stan naprężeń

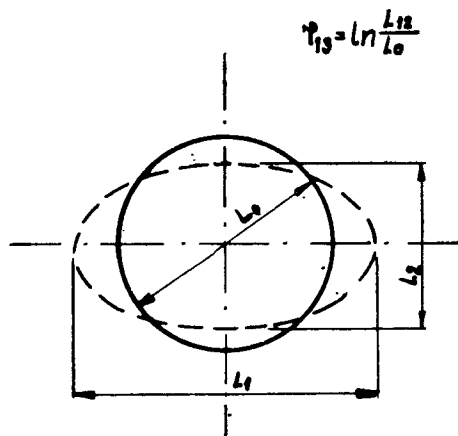
W procesach ciągnięcia zakłada się, że naprężenie działające w kierunku grubości blachy jest równe zero. Działają więc naprężenia  $\sigma_1$  i  $\sigma_3$  /rys.7/. Przy założeniu, że  $\sigma_1 : \sigma_3 = 1 : m$ , wielkość  $m = \frac{\sigma_3}{\sigma_1}$  charakteryzuje





Rys. 7 Schemat dwuosioowego rozciągania blachy.

stan naprężeń, od którego zależy wzajemny stosunek pow - stałych odpowiednio odkształceń  $\varphi_1$  i  $\varphi_3$ . Nanosząc na materiał wyjściowy oczko siatki w postaci okręgu i po odkształceniu mierzymy długości głównych osi elipsy /rys. 8/, obliczając wartości  $\varphi_1$  i  $\varphi_3$  ze wzoru:



Rys. 8 Oczko okrągłej siatki przed odkształceniem /linia ciągła/ i po odkształceniu /linia przerywana/.

$$\varphi_1 = \ln \frac{l}{l_0} \quad \text{i} \quad \varphi_3 = \ln \frac{l_2}{l_0} \quad (12)$$

Pod wpływem działających naprężeń występuje jeszcze odkształcenie w kierunku grubości materiału. Stopień odkształcenia w tym kierunku  $\varphi_2$  wpływa z prawa stałej objętości:

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0$$

$$\text{tj. } \varphi_2 = -\varphi_1 - \varphi_3 \quad (13)$$

Z tego wzoru można wyznaczyć grubość materiału po ciągnięciu dokładniej niż przez mierzenie [12]. Intensywność odkształceń w danym miejscu wytłoczki można wyrazić za pomocą  $\varphi_1$ ,  $\varphi_2$  i  $\varphi_3$  ze wzoru:

$$\varphi_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{|\varphi_1 - \varphi_2|^2 + |\varphi_2 - \varphi_3|^2 + |\varphi_3 - \varphi_1|^2}$$

lub po przekształceniu

$$\varphi_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varphi_1^2 + \varphi_1 \varphi_3 + \varphi_3^2} \quad (14)$$

Stan naprężenia można obliczyć ze wzoru:

$$m = \frac{2 \varphi_3 + \varphi_1}{2 \varphi_1 + \varphi_3} \quad \text{dla izotropowego materiału 12} \quad (15)$$

$$\text{i} \quad m' = \frac{\varphi_3 / \frac{G}{H} + 1 / + \varphi_1}{1 / \frac{F}{H} + 1 / + 3} \quad \text{dla anizotropowego materiału [4]} \quad (16)$$

gdzie

$$\frac{H}{G} = \frac{\varphi_3}{\varphi_2}$$

przy prostym rozciąganiu z próbki wyciętej wzdłuż kierunku walcowania

ORAZ

$$\frac{H}{F} = \frac{\varphi_1}{\varphi_2}$$

przy prostym rozciąganiu  
z próbki wyciętej prostopadle  
do kierunku walcowania

Wzory te są słuszne przy założeniu, że kierunki głównych odkształceń 1 i 3 są tak dobrane, aby zachodziła zależność -  $1 \leq m \leq 1$ .

W czasie ciągnięcia wytłoczki ~~może~~ dojść do utraty stateczności. Rozróżnia się trzy typy utraty stateczności w procesie ciągnięcia:

- 1/ utrata stateczności, która zachodzi przy bardzo małych odkształceniach w pierwszej fazie ciągnięcia to jest w chwili, która odpowiada powstaniu poślizgów. Przejawia się to powstaniem tzw. linii Lüdersa /Czernowa/ na powierzchni wytłoczki;
- 2/ utrata stateczności w wyniku powstania fałdy w płaszczynie blachy. Fałda powstaje przy naprężeniach gdzie  $m < -1$ . Powstaniu fałdy należy przeszkodzić obniżeniem tych naprężeń lub zwiększeniem naprężeń rozciągających. Praktycznie wykonuje się to, stosując listwy hamujące i progi, a niekiedy zwiększa się tylko nacisk dociskacza. Jest oczywiste, że zmiana kształtu wytłoczki lub tylko wykroju może doprowadzić do tego samego celu. Wybór poprawnego rozwiązania umożliwia analiza stanu naprężeń i odkształceń;
- 3/ utrata stateczności w obszarze dużych odkształceń, której odpowiada moment osiągnięcia granicy wytrzymałości na rozciąganie kształtowanego materiału. Widocznym efektem poprzedzającym to zjawisko jest utworzenie się lokalnego ubytku grubości blachy, tzw. bruzdy [8]. Należy więc wyznaczyć miejscowe zmniejszenie grubości blachy, w wyniku którego następuje uszkodzenie wytło-

czki /powstanie szczelin/. Tym typem utraty stateczności zajmowało się wielu badaczy [1, 7, 8, 10, 19], a efektem ich prac są krzywe granicznych odkształceń.

W pracy [14] szczegółowo przedstawiono metody, techniki, problemy wyznaczania i wykorzystania wykresów krzywych odkształceń granicznych. W zależności od rodzaju użytych próbek i przeprowadzonych prób /prostego rozciągania, Swifta, Fukui, Jovignota, Erichsena/ otrzymuje się różne krzywe odkształceń granicznych. Tylko w nielicznych przypadkach do budowy wykresów nie używa się siatek koordynacyjnych, jak np. do metody Kobayashi-Ishigaki-Abe, która jest cparta na pomiarze wielkości chropowatości blachy przy ciągnienu. Wykresy krzywych odkształceń granicznych przedstawione są we współrzędnych  $\varphi_1$  i  $\varphi_3$ , a najczęściej badanymi czynnikami, które mają wpływ na ich przebieg są anizotropia i umocnienie materiału.

Przy ciągnienu przedmiotów, gdzie niedopuszczalne jest lokalne pocienienie materiału np. przy wytłoczkach karoseryjnych, neguje się przydatność krzywych granicznych odkształceń, chociaż w niektórych przypadkach stosuje się uproszczoną metodę ich otrzymania [9].

Opierając się na metodzie Tomlenowa [20] autorzy prac [4, 12] podali inną, która może zastępować krzywe granicznych odkształceń przy wytłaczaniu nieregularnych powłok np. karoserii.

Graniczna wielkość odkształcenia na powierzchni wytłoczki wyraża się wzorem:

$$\varphi_{ik} = \frac{2 \sqrt{1 - m + m^2}}{2 - m} n \quad (17)$$

gdzie:

$m$  - wielkość charakteryzująca naprężenia /według wzoru 15 lub 16/,

$n$  - wskaźnik umocowania z próby prostego rozciągania.

Graniczną wielkość odkształcenia w kierunku 1 i 3 oblicza się następująco:

$$\begin{aligned}\varphi_{1k} &= n \\ \varphi_{3k} &= \frac{2m - 1}{2 - m} n \\ \varphi_{2k} &= \frac{m + 1}{2 - m} n\end{aligned}\quad (18)$$

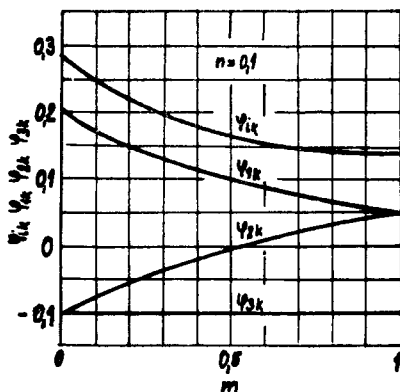
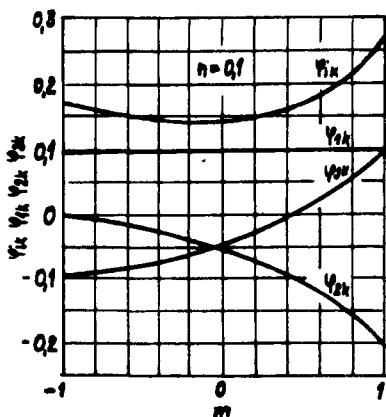
Wzory 18, 19 zostały wyprowadzone przy założeniu, że kształtujące siły działają w czasie ciągnięcia na jeden i ten sam element. Wiadomo, że to założenie nie jest spełnione w obszarze krawędzi ciągowej, gdzie materiał jest przemieszczany z obszaru dociskacza. W tym przypadku graniczna wielkość odkształcenia wyraża się wzorem:

$$\varphi_{ik} = \frac{2 \sqrt{1 - m + m^2}}{m + 1} n \quad (19)$$

a graniczne wielkości odkształcenia w kierunku 1 i 3 wynoszą:

$$\begin{aligned}\varphi_{1k} &= \frac{2 - m}{m + 1} n \\ \varphi_{3k} &= \frac{2m - 1}{m + 1} n \\ -\varphi_{2k} &= n\end{aligned}\quad (20)$$

Dla obu przypadków odkształcenia granicznego przedstawia się graficznie  $\varphi_{ik}$ ,  $\varphi_{1k}$ ,  $\varphi_{2k}$ ,  $\varphi_{3k}$ , w zależności od  $m$  dla  $n = 1$  /rys. 9, 10/.



Rys. 9 Wykres granicznych wielkości odkształceń w zależności od  $m$  dla obszaru działania stempla /materiał o  $\eta = 0,1/$ .

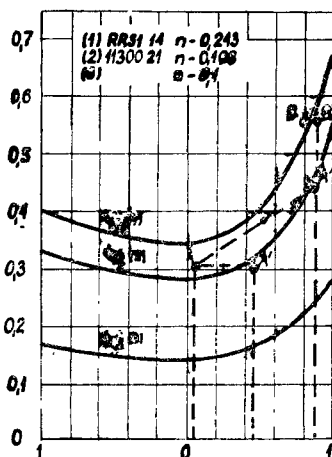
Rys.10 Wykres granicznych wielkości odkształceń w zależności od  $m$  dla obszaru dociskacza /materiał o  $\eta = 0,1/$ .

Z rysunku 9 wynika, że przy ciągnięciu wylęcarki otrzyma się najlepsze warunki kształtowania przy równomiernym dwuosowym rozciąganiu tzn. dla  $m = 1$ . Odwrotnie przy prostym rozciąganiu tzn. dla  $m = 0$  kształtowanie jest najgorsze. Przy zastosowaniu tej metody można otrzymać niektóre ważne wskaźniki o warunkach ciągnięcia. Mogą one być miarodajne następnie przy zmianie technologicznych warunków ciągnięcia lub wyborze materiału wyjściowego. Praktyczne postępowanie jest następujące:

1. Na materiał wyjściowy przed kształtowaniem nanosi się oczka siatki koordynacyjnej.
2. Dla danego materiału oblicza się wskaźnik umocnienia  $n$  z prostej próby rozciągania i parametry anizotropii.
3. Przeprowadza się ciągnięcie, zwiększając stopniowo jego głębokość.

4. Mierzy się zniekształcone oczka siatki i obliczamy  $\varphi_1$ ,  $\varphi_3$  oraz  $m$  dla każdej głębokości ciągnięcia.
5. Dla określonych  $\varphi_1$  i  $\varphi_3$  oblicza się  $\varphi_i$  z wzoru (14).
6. Graniczną wartość odkształcenia oblicza się ze wzoru (17) względnie (19).

Praktyczne zastosowanie metoda ta znalazła w AZNP Młoda Bolesław /CSRS/ przy wytłaczaniu prawego błotnika Skody 1000 MB z materiałów powszechnie używanych./rys.11/.



Rys. 11 Wykres granicznych wielkości odkształcenia na powierzchni wytłoczki prawego błotnika Skody 1000 MB.

Analizując punkt A z rysunku 11 widać, że wytłoczki nie można ciągnąć z materiału  $n = 0,198$ , ponieważ intensywność odkształcenia  $\varphi_i$  przekracza graniczną wartość odkształcenia  $\varphi_{ik}$  odpowiadającą temu materiałowi przy  $m = 0,1$ . Rozwiązać to zagadnienie można dwoma sposobami: zwiększając  $\varphi_{ik}$  albo zmniejszając  $\varphi_i$ . Zwiększenie  $\varphi_{ik}$  można osiągnąć przez zmianę stanu naprężenia na  $m = 0,5$  /punkt A/, przy zachowaniu tego samego  $\varphi_i$  na wytłoczce.

Przez zmianę stanu naprężenia na  $m = 0,9$  /punkt A'/ zwiększa się intensywność odkształcenia o 45%. Można więc zastosować ten sam materiał. Ten sam rezultat można osiągnąć wykorzystując materiał  $n = 0,243$ , ponieważ wtedy zwiększa się  $\varphi_i$ .

W punkcie B sytuacja jest jednoznaczna. Jeżeli wielkość odkształceń ma być mniejsza od granicznych odkształceń  $\varphi_{ik}$  wystarczy nieznacznie zmienić stan naprężenia z  $m = 0,8$  na  $m = 0,9$  /punkt B'/.

#### 4. Wnioski

Pomiary odkształconej siatki koordynacyjnej stosuje się niemal do wszystkich metod określenia przydatności materiału w procesach ciągnięcia. Metody te są bardzo przydatne w praktyce; pozwalają rozwiązać wiele istotnych problemów. Zdecydowaną większość badań odnosi się jednak do procesów wytłaczania, a tylko w nielicznych przypadkach przy pomocy stanu odkształceń bada się procesy przetłaczania.

Przy przetłaczaniu analizowanie oczek siatki koordynacyjnej, które uległy zniekształceniu w czasie wytłaczania przedstawia duże trudności. Naniesione oczka siatki na płaskim materiale, przekształcone w czasie wytłaczania w elipsę lub równoległobok, przy przekształcaniu zmieniają się w nieregularną figurę geometryczną, co utrudnia ocenę ilościową odkształceń końcowych.



## Literatura

1. Dillamore I.L. /i in./: Materials response to fabrication - its assessment and its effect on service performance. I.W.Scot.Iron a. Steel Inst.: 1972 - 1973 nr 80 s. 3 - 32 /wg Eksp. Inf., Kuzn. - stampov. Proiz.: 1974 nr 6 s. 5-13/.
2. Groebler H.: Elektro-chemical marking for sheet metal forming investigations. Sheet Metal Ind.: 1974 nr 6 s. 320-322.
3. Gross H.: Technologiczne badanie tŁocznoŝci blach. Obr. Plast. 1960 t.II z. 2.
4. Haŝek V.: Kritische Umformung beim Ziehen grosser Blechteile. Ind. Anz. 1974 nr 92 s. 2078-2079.
5. Jahnke i in.: Umformen und Schneiden. VEB Verlag Technik. Berlin 1972.
6. Judovic S.Z. i in.: Technologija nanesenija koordinatnyh setok na listovuju stal'. Kuzn. - stampov.Proiz. 1974 nr 6 s. 18-22.
7. Kovalev V.: Experimentelle Bestimmung des Spannungsfelds mit Hilfe von Fließlinien. Fertigungstech. u. Betr. 1967 nr 10 s. 607-610.
8. Marciniak Z., KoŁodziejŝki J.: Metody oceny tŁocznoŝci blach. Biul. Inf. ObrÓbki Plast. 1974 t.X z. 5.
9. Method for forecasting sheet - metal formability. Machinery /London/ 1974 nr 3222 s. 245-247.
10. Műschenborn W. i in.: II. Die Formänderungsanalyse nach dem Nessrasterverfahren Bänder Bleche Rohre 1974 nr 10 s. 407-412.
11. Praca zbiorowa: Ľisovani. SNTL Praha 1971.
12. Praca zbiorowa: Rascety procesov plasticeskogo formo -

- izmenenija metallov. Akademija Nauk SSSR. Moskwa 1962.
13. Rivenaas U.: Simple and cheap gridmarking. Sheet Metal Ind. 1974 nr 3 s. 132, 134, 138.
  14. Sanz G.: Les courbes limites d'emboutissage. Circ. inform. techn. cent. doc sinder 1973 nr 9 / Wg Ekspr. Inf. Kuzn. - stampov. Proiz. 1974 nr 10 s. 21-47/.
  15. Szirnov - Aljaev G.A., Cikidovskij V.P.: Eksperimental'nye issledovanie v obrabotke metallov davleniem. Mašinostroenie Leningrad 1972.
  16. Sołkowski T.: Rozwój zastosowania metod teorii plastyczności do analizy procesów obróbki plastycznej. Obr. Plast. 1975 t. III s. 2.
  17. Szczepiński V.: Wstęp do analizy procesów obróbki. PWN Warszawa 1967.
  18. Sofron A.A.: Elementy teorii chłodnoej stampovki. Oborongiz Moskva 1972.
  19. Tomlenov A.D.: Untersuchungen uber das Tiefziehen unter besonderer Berucksichtigung der mechanischen Eigenschaften des Bleches. Fertigungstech. u.Betr. 1967 nr 10 s. 614-616.
  20. Tomlenov A.D.: Teorija plasticeskogo deformirovanija metallov. Metallurgia. Moskva 1972.
  21. Turno A.: Tłoczność blach. Kompedium tłocznictwa. CLOP Poznań 1970.

ANALYSIS OF THE STATE OF STRAINS IN THE PROCESS  
OF SHEET DRAWING

Summary

The use of the co-ordination lattice method in the investigation of the state of strains in the process of drawing is presented in this article. Various methods of calculation of lattice after strain are described with the examples of practical application.

АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ

Резюме

В статье представляется применение метода координационных сеток при исследовании состояния деформаций в процессе волочения. Описаны различные методы измерения сетки после деформации с примерами практического применения.

Bogdan W. Wawrzyniak

Stanisław Zakościelny

PRÓBA OCENY STOSOWANIA CZUJNIKÓW PNEUMATYCZNYCH  
DO POŚREDNIEGO POMIARU ZUŻYCIA CIĄGADEŁ W TRAKCIE  
PROCESU CIĄNIENIA

Artykuł stanowi próbę oceny stosowalności czujników pneumatycznych do pośredniego pomiaru zużycia ciągadeł na poszczególnych stopniach ciągarcki. Praktyka wykazała, że pomiar pośredni polegający na pomiarze wychodzącego z ciągadła drutu jest pomiarem wystarczającym w całym zakresie krzywej zużycia.

## 1. Wstęp

W przemyśle kablowym w trakcie procesu ciągnięcia, ważną jest utrzymanie przez cały czas trwania procesu stałej średnicy ciągniętego drutu. Parametr ten istotny jest, jeśli chodzi o zachowanie odpowiednich własności eksploatacyjnych drutu i zapewnienie równowagi sił na poszczególnych stopniach ciągarcki, w ciągu trwania procesu ulega systematycznemu zwiększaniu co spowodowane jest ciągłym zużywaniem się ciągadeł. Niekontrolowane zużycie ciągadeł, a co za tym idzie, powiększenie średnicy drutu jest również najczęstszą przyczyną zrywania się drutu na poszczególnych stopniach ciągarcki.

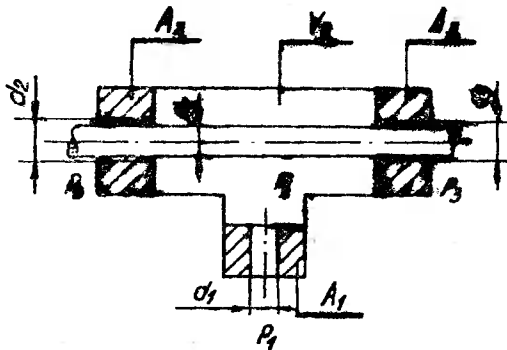
Zaproponowane poniżej czujniki mają w sposób pośredni służyć ciągłej kontroli procesu ciągnięcia w sensie

204

oceny zużycia ciągadeł. Taka ocena pozwala na ustalenie optymalnego czasu pracy ciągarki na jednym komplecie ciągadeł oraz wybranie właściwego momentu do przebrojenia obrabiarki.

## 2. Zasada działania czujnika

Czujnik pneumatyczny do ciągłego pomiaru średnicy drzewa w procesie ciągnięcia oparty jest na zasadzie działania kaskady pneumatycznej. W tym rozwiązaniu stanowi ona połączenie trzech oporów pneumatycznych. W oporach tych przepływający płyn ulega kolejnym dławieniom, od ciśnienia wejściowego  $p_1$  przez ciśnienie kaskady  $p_k$  do ciśnień wyjściowych  $p_2$  i  $p_3$ .



Rys. 1. Schemat kaskady pomiarowej

- |                 |                                   |
|-----------------|-----------------------------------|
| $A_1, A_2, A_3$ | - opory pneumatyczne,             |
| $d_1, d_2, d_3$ | - średnice oporów pneumatycznych, |
| $V_k$           | - objętość kaskady                |
| $p_1$           | - ciśnienie zasilania,            |
| $p_2, p_3$      | - ciśnienie zewnętrzne,           |
| $p_k$           | - ciśnienie w kaskadzie.          |

Opory oznaczone na rysunku jako  $A_2$  i  $A_3$  stanowią otwory cylindryczne o określonych średnicach  $d_2$  i  $d_3$ . Przez w/w otwory przechodzi mierzony drut, który w zależności od wartości swej średnicy  $d_x$  w określonym stopniu je przesłania. Powoduje to zmiany mierzonego ciśnienia  $p_k$  w komorze kaskady. Zależność między średnicą drutu  $d_x$  a ciśnieniem  $p_k$  dla przepływów turbulentnych, jest określona związkami przedstawionymi poniżej [1]:

$$d_x = \sqrt{\frac{\epsilon_1 d_1^2 \sqrt{p_1 - p_k}}{\epsilon_2 d_2^2 \sqrt{p_k - p_2} + \epsilon_3 d_3^2 \sqrt{p_k - p_3}}} - 1$$

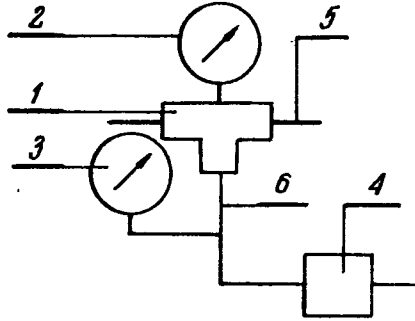
- $d_x$  - średnicy drutu  
 $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$  - współczynniki wydatku w  $A_1, A_2, A_3$   
 $d_1, d_2, d_3$  - średnice otworów w oporach  $A_1, A_2, A_3$   
 $p_1$  - ciśnienie zasilania  
 $p_2, p_3$  - ciśnienie wypływu  
 $p_k$  - ciśnienie w kaskadzie.

Zależność ta wynika z założenia jednakowego przepływu masy płynu w poszczególnych elementach kaskady i dotyczy **stanów** ustalonych [2]. Ponieważ średnica drutu w procesie ciągnięcia zmienia się w sposób powolny, a co się z tym wiąże wymuszenie dla układu pneumatycznego ma nieznaczny skok jednostkowy, można przyjąć, że w/w czujnik pracuje w minimalnym odchyleniu od stanu ustalonego.

### 3. Część badawcza

Wykonany zgodnie z powyższymi zasadami czujnik pneumatyczny przebadano dla szeregu średnic drutu w zakresie

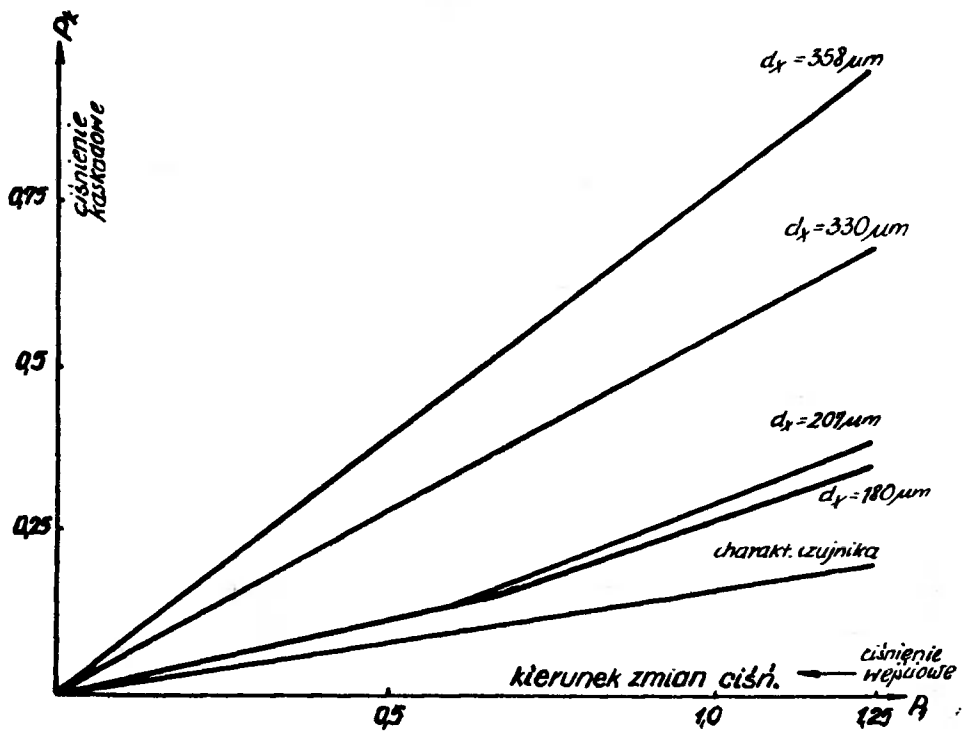
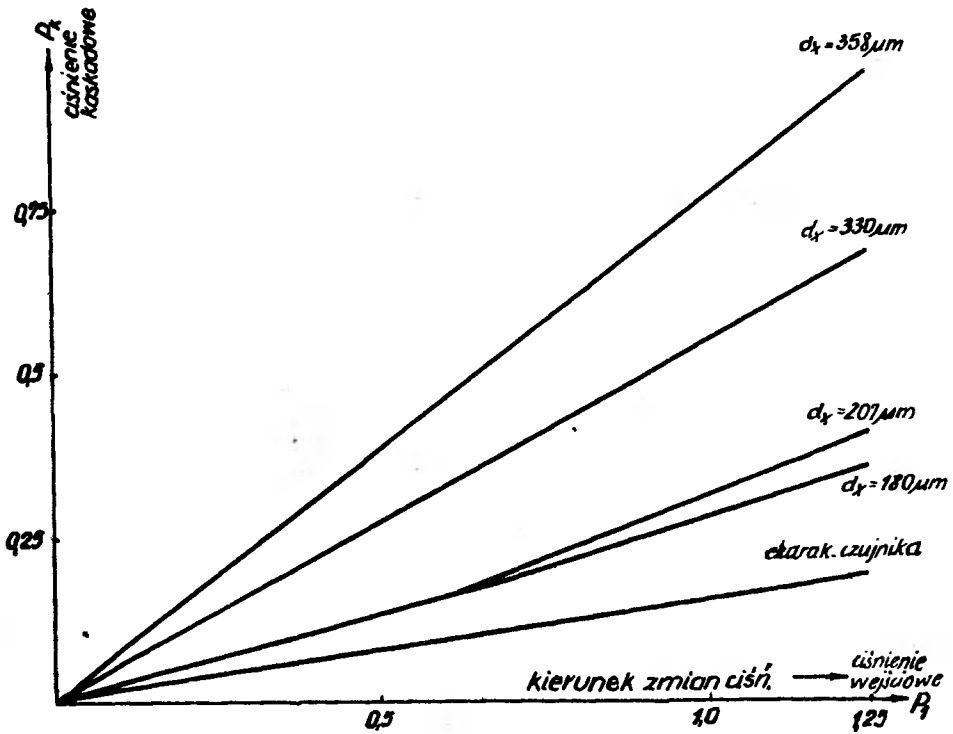
od 0,180 do 0,358 mm, oraz dla szeregu ciśnień zasilania w zakresie od 0 do 1,25 atn, stopniowanych co 0,05 atn. Badania przeprowadzono na stanowisku, którego schemat przedstawiono poniżej. W układzie tym do pomiaru ciśnień



Rys. 2. Schemat układu pomiarowego

- 1 - czujnik pneumatyczny
- 2 - miernik ciśnienia kaskadowego
- 3 - miernik ciśnienia zasilania
- 4 - podstacja zasilająca
- 5 - drut mierzony
- 6 - przewody pneumatyczne

użyto manometrów typu S8 wykonane w klasie 0,6, o zakresie pomiarowym od 0 do 1,6 atn. Funkcję zadajnika ciśnienia zasilania pełniła podstacja **pneumatyczna** typu N3/2, o zakresie regulacji od 0 do 2,5 atn. Pomiarów wykonano w warunkach normalnych, tzn. o temperaturze otoczenia 20°C oraz ciśnieniu 760 ± 3 mm słupa Hg. Ponieważ obiekty pneumatyczne wykazują odmienne charakterystyki przy przyrostach i spadkach ciśnienia, badania czujnika przeprowadzono z uwzględnieniem tej uwagi. Wyniki pomiarów zostały przedstawione w postaci wykresów. Obrazują one zmiany ciśnienia kaskadowego w funkcji ciśnienia zasilania dla badanych średnic drutów.



Rys. 3. Charakterystyki czujników



## 4. Wnioski

- 1 - Badany czujnik pozwala na pośredni pomiar średnicy pierścienia kalibrującego ciągadła w trakcie procesu ciągnięcia.
- 2 - Dla nieznacznych przyrostów średnic drutu  $d_x$ , różnica ciśnień kaskadowych  $p_k$  jest tym większa, im wyższe jest ciśnienie zasilania  $p_1$ .
- 3 - Dla wartości ciśnień zasilania  $p_1$  powyżej 0,6 atn. badany czujnik wykazuje charakterystykę liniową dla każdej wartości stosunku:

$$\frac{d_1^2 + d_2^2}{2 d_x^2}$$

- 4 - Na podstawie analizy wyników badań czujników, ustalono optymalny zakres pracy, określony poniższymi kryteriami:

a/ wartość stosunku:

$$1 < \frac{d_1^2 + d_2^2}{2 d_x^2} < 2$$

b/ wartość ciśnień zasilania od 0,8 do 1,2 atn.

## Literatura

1. L.A. Zalmanzon: Teoria elementów stosowanych w technice strumieniowej, Wyd. 1, WNT Warszawa 1971.
2. L.A. Zalmanzon: Protocznyje elementy pniewmaticzieskich priborow kontrolia i uprawlenia. Izd. A.N. SSSR Moskwa 1961.

## AN ATTEMPT AT EVALUATING THE USE OF THE AIR-GAUGE FOR INDIRECT MEASURING DRAW-PLATES WEAR DURING THE DRAWING PROCESS

## Summary

The article is an attempt at determining the applicability of the use of air-gauges for indirect measuring draw plates wear at different points. The experience has shown that indirect measuring, that is measuring the wire, is sufficient within the whole range of wear curve.

ПОПЫТКА ОЦЕНКИ ПРИМЕНЕНИЯ ПНЕВМАТИЧЕСКИХ ДАТЧИКОВ ДЛЯ АКТИВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ ИЗНОСА ФИЛЬМЕРОВ В ПРОЦЕССЕ ВОЛОЧЕНИЯ

## Резюме

В статье изложена попытка оценки применимости пневматических датчиков для активного измерения износа фильмеров на последовательных ступенях волоочного стана. Практика показывает, что посредственное измерение, состоящее в измерении диаметра проволоки выходящей из фильера, является достаточным на всем протяжении кривой износа.

Wojciech Weiner

WPLYW PROMIENIOWANIA SŁONECZNEGO NA WARTOŚĆ  
MODUŁU SPRĘŻYSTOŚCI PRZY ZGINANIU ŻYWICY  
EPOKSYDOWEJ ZBROJONEJ MATĄ SZKLANĄ

Coraz szersze stosowanie tworzyw zbrojonych na konstrukcje takie jak cysterny kolejowe i samochodowe, zbiorniki, rurociągi, elementy architektoniczne itp., narażone stale na działanie tzw. warunków naturalnych, zmusza konstruktorów do uwzględniania wpływu składających się na nie czynników na projektowane wytwory. Ponieważ wpływ niskich temperatur został przebadany [1] i stwierdzono nawet niekiedy wzrost wartości modułu sprężystości przy zginaniu w tych warunkach, zatrzymano się na wpływie trzech czynników:

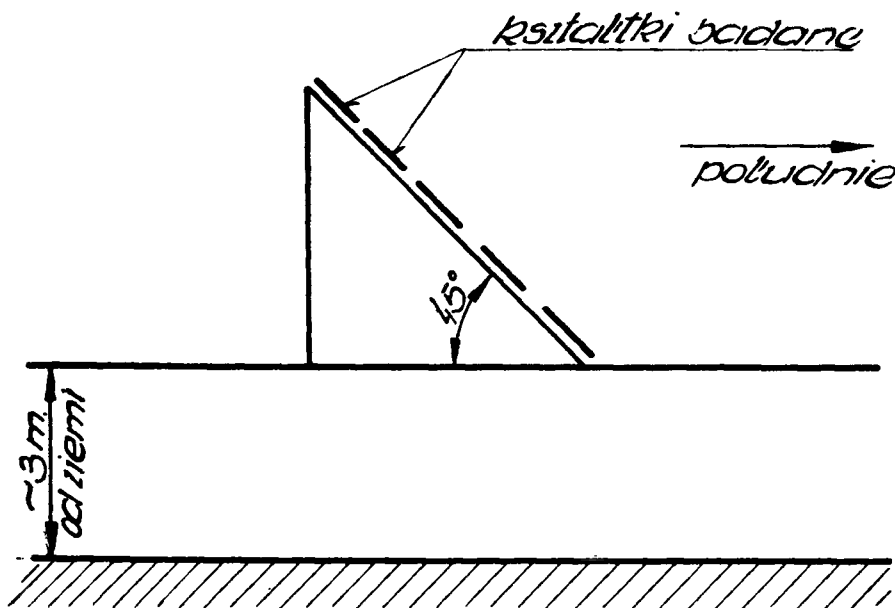
- wody
- ultrafioletu
- podczerwieni.

1. Tworzywo badane

Tworzywo badane stanowiła żywica epoksydowa Epidian 53 zbrojona matą szklaną EM 1002. Zawartość szkła w tworzywie wynosiła 32% wagowo.

Badania prowadzone były w okresie wiosna - jesień 1970 r. /od 20 marca do 8 października/, w miejscu pozbawionym praktycznie zapylenia wielkomiejskiego - miejscowość letniskowa Smukała Dolna k/Bydgoszczy.

- na stanowisku przedstawionym na rys. 1, wg metodyki opartej o zalecenie normy ASTM-D-1435-58 /brak polskiego odpowiednika/.



Rys. 1. Schemat stanowiska do badania wpływu promieniowania słonecznego.

## 2. Metodyka badań

Do prób przygotowano kształtki o wymiarach nominalnych 5 x 15 x 100 mm z zabezpieczonymi po dokonaniu pomiarów brzegami /aby uniemożliwić penetrację wilgoci przez cięcie/.

Poboru serii do oznaczania modułu  $E_g$  dokonano po 100 i 200 dniach. Liczność serii przyjęto po 15 sztuk.

Terminy poboru zostały tak dobrane, by wartość średnia **gęstości** strumienia  $F$  w obu okresach była porównywalna [2] /średnie dla I okresu  $1,05 \frac{mW}{cm^2}$ , dla II okresu  $1,03 \frac{mW}{cm^2}$  /.

W dniach szczególnie upalnych sprawdzano doraźnie temperaturę powierzchni próbek o godz. 12<sup>00</sup> w południe termo-

metrem termistorowym TMTP "ERA", o zakresie  $10 \pm 100^{\circ}\text{C}$  i dokł.  $1^{\circ}\text{C}$ ; temperatura nie przekraczała  $43^{\circ}\text{C}$ .

Jednocześnie przygotowano dwie serie kontrolne /druga przechowywana była w warunkach pokojowych - dokonano na niej pomiaru  $E_g$  w dniu zakończenia cyklu badań/ o tej samej licznosci. Dla próbek po okresach 100 i 200 dni emisji sprawdzono zmianę wymiarów.

### 3. Uzyskane wyniki

Uzyskane wyniki zamieszczone w Tablicy 1. pozwoliły na sporządzenie wykresu  $E_g - T$  i określenie zależności  $E_g = f /T/$ .

Tablica 1

Wpływ nasłonecznienia w warunkach naturalnych na wartość modułu sprężystości przy zginaniu żywicy epoksydowej zbrojonej matą szklaną.

Czas T dni	Licznosc serii n	Serie kontrolne		Serie w warunkach naturalnych		Uwagi
		KG/cm <sup>2</sup>		KG/cm <sup>2</sup>		
		$E_g$	$S_E$	$E_g$	$S_E$	
0	15	48200	4150	-	-	
100	15	-	-	48600	3860	zmniejszenie $\bar{g}$ o 3,99%
200	15	49550	3130	40950	3250	zmniejszenie $\bar{g}$ o 4,03%

Statystyczne opracowanie wyników zrealizowano w oparciu o EMC Odra 1204 uzyskując potwierdzenie normalności rozkładów. Jednocześnie na podstawie anamorfozy graficznej założono istnienie prostej w układzie logarytmicznym uzyskując zależność

$$\lg \bar{E}_g = /1,7 - 0,004 T / 10^3 \text{ KG/cm}^2 (\sim 10^8 \text{ N/m}^2)$$

gdzie T w dniach.

#### 4. Wartość promieniowania słonecznego dla Polski

Wartość średnią promieniowania słonecznego dla Pol - ski przyjęto orientacyjnie [3,4] równą  $F = 0,76 \frac{\text{mW}}{\text{cm}^2}$ , co zostało wyliczone jako średnia dla stacji PIHM w Gdyni i Warszawie za okres 5 lat /1964 - 1968/.

Czas emisji średnio rocznie 1626,1 godz. /wg tych samych danych/.

Ilość promieniowania podczerwonego średnio rocznie:

$$Q \text{ rzecz.} = 0,76 \times 1626,1 = 1235,8 \frac{\text{mW} \cdot \text{h}}{\text{cm}^2}$$

#### 5. Wpływ wody na moduł sprężystości przy zginaniu

Wpływ wody miejskiej, czy destylowanej na moduł sprę - żystości przy zginaniu żywicy epoksydowej wzmocnionej włóknem szklanym jest wg oceny różnych badaczy nieznaczn - ny [5,6,7,8].

Zasadniczą rolę odgrywa tu niska wodochłonność żywicy epoksydowej /nie przekraczająca 1%/.

Pewne niebezpieczeństwo zachodzi w przypadku **penetracji** wody wzdłuż włókien zbrojenia. Gdy cięcia są dobrze za - bezpieczone wpływ wody można w zasadzie pominąć.

Przeprowadzone badania własne wpływu działania wody o temp. około 20°C na zmianę modułu sprężystości przy zginaniu w czasie 300 dni na kształtki o zabezpieczonych krawędziach cięcia, w pełni potwierdziły dane literaturo-

we /mimo nieznacznej zmiany grubości/. Wyniki zamieszczone w tablicy 2. Badanie przeprowadzono w oparciu o normę ASTM - D - 570.

Tablica 2

Wpływ wody na moduł sprężystości przy zginaniu żywicy epoksydowej zbrojonej matą szklaną

	licz- ność n	$E_g$ KG/cm <sup>2</sup>	$S_E$ KG/cm <sup>2</sup>	$\bar{g}$ cm	Uwagi
Seria kontrolna	15	46800	4080	0,523	
Kształt- tki w wodzie	15	45200	3860	$\frac{0,520}{0,537}$	Wzrost gru- bości o 3% zmiana $E_g$ nieistotna

Wg badań Instytutu Chemii Przemysłowej [1] procentowy przyrost wagi kształtek w wodzie destylowanej po 3 miesiącach wynosił 0,17% w temp. pokojowej i 0,84% w temp. 60°C.

Wg. Zaczyka [9] żywica Epoksy 110 wykazuje nawet wzrost wytrzymałości po długotrwałym przetrzymywaniu w wodzie. Wobec zgodności badań własnych z danymi literaturowymi odstąpiono od dalszych badań wpływu wody na  $E_g$  przyjmując ten wpływ jako nieistotny w przewidywanym przedziale czasowym.

#### 6. Badanie wpływu promieniowania ultrafioletowego

Wpływ ultrafioletu uznano za jeden z czynników /obok wody i podczerwieni/ mogących mieć wpływ na degresję modułu sprężystości przy zginaniu żywicy epoksydowej zbrojonej włóknem szklanym.

Badano wpływ ultrafioletu po 50, 100, 200 i 500 godzinach przy pomocy najsilniejszego dostępnego źródła Xenotest 450. Ze względu na budowę aparatu licznosc serii wynosiła  $n = 20$  sztuk o wymiarach nominalnych

$$g \times b \times l = 5 \times 15 \times 100 \text{ mm}$$

Xenotest 450 jest aparatem przeznaczonym do przyspieszonego badania w warunkach naturalnych ze szczególnym wzmocnieniem działania ultrafioletu dzięki zastosowaniu palnika ksenonowego Xe 4500.

Widmo tego palnika o temp. barwy  $5500 \div 6500^{\circ}\text{K}$  odpowiada w zakresie ultrafioletu długości  $300 \div 400 \mu\text{m}$  i w zakresie widzialnym  $400 \div 700 \mu\text{m}$ . Wartości te odpowiadają promieniowaniu słonecznemu.

24 godziny w Xenoteście 450 odpowiadają 10 tygodniom w średnich warunkach nasłonecznienia /a więc przyjęty czas 500 godz. odpowiada 4 latom/.

Próby przeprowadzono w temp.  $32^{\circ}\text{C}$ . Wpływ ultrafioletu na moduł sprężystości przy zginaniu  $E_g$  okazał się nieistotny. Wyniki średnie zebrano w Tablicy 3.

Tablica 3

Wpływ promieniowania ultrafioletowego na wartość modułu sprężystości przy zginaniu żywicy epoksydowej zbrojonej matą szklaną

T godz.	$\bar{E}_g$ KG/cm <sup>2</sup>	$S_{E_2}$ KG/cm <sup>2</sup>	% Seria kontrolna na 100%
Kontr.	48600	5360	100,0
50	49200	4220	101,2
100	48500	5010	99,8
200	47250	5200	96,8
500	48800	4680	100,4



## Wnioski

1. W oparciu o dane literaturowe i uzyskane wyniki z przedstawionych badań można stwierdzić nieistotność wpływu niskich temperatur, wody i ultrafioletu na obniżenie wartości modułu sprężystości przy zginaniu badanego tworzywa.
2. Degradujący wpływ na badane tworzywo ma promieniowanie podczerwone.

Należy w związku z tym zwrócić uwagę na środki ochrony konstrukcji z tworzyw zbrojonych, przed wpływem podczerwieni przez stosowanie np. odpowiednich pigmentów i pokryć.

Badanie wpływu podczerwieni na żywicę epoksydową zbrojoną ma duże znaczenie z uwagi na możliwość stosowania wytworów z badanego tworzywa w pobliżu sztucznych przemysłowych źródeł promieniowania podczerwonego.

## Literatura

1. Brojer Z. i inni: Żyvice epoksydowe NT W-wa 1972.
2. Aktinometriczeskij Sprawocznik Gidrometeoizdat, Lenin-grad 1964.
3. Okołowicz A.: Klimatologia ogólna, PWN W-wa 1969.
4. Promieniowanie Słoneczne - roczniki PIHM WKŁ W-wa 1964 - 1968.
5. John H.: Epoxidharze VEB Deutscher Verlag Leipzig 1969.
6. Lee H., Neville K.: Epoxy Resins Trade Hill Book NY 1957.

7. Niemczewski B., Rumiński A.: Odporność TWS na długo - trwałe działanie wody, kwasów, ługów, benzyny i alkoholu etylowego Polimery 10/1973.
8. Sharp W.H., Weber M.K.: Effect of Water on Strength of Structural Plastics Corrosion 12/1956.
9. Zaczyk Z.: Studium wytrzymałości statystycznej i odporności na działanie środowiska klejonych połączeń metali i laminatów szklanych - praca habilitacyjna WSMW Gdynia 1973.

INFLUENCE OF SOLAR RADIATION ON THE VALUE OF MODULUS  
OF ELASTICITY IN BENDING OF THE GLASS REINFORCED EPOXIDE  
RESIN

Summary

The increasing use of reinforced materials for such constructions railway and truck cistern, tanks

Summary

The increasing use of reinforced materials for such constructions railway and truck cistern, tanks, pipelines, architectonic elements etc., which are constantly exposed to the action of the so-called natural conditions, forces the constructors to consider the influence of the factors of the natural conditions on the planned products.

Because the influence of low temperatures has been investigated and sometimes even the increase of the value of modulus of elasticity has been found in bending in the conditions, the influence of three factors has been taken into consideration so far:

- water
- ultraviolet/UV radiation/
- infrared/IR radiation/

**ВЛИЯНИЕ СОЛНЕЧНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ЗНАЧЕНИЕ МОДУЛЯ  
УПРУГОСТИ ПРИ СГИБАНИИ ЭПОКСИДНОЙ ПОЛИЭФИРНОЙ СМОЛЫ  
АРМИРОВАННОЙ СТЕКЛЯННЫМ МАТОМ**

**Резюме**

Все более частое применение армированных материалов в таких конструкциях, как железнодорожные и автомобильные цистерны, баки, трубопроводы, архитектурные элементы и т.п. подвергающихся влиянию естественных условий, заставляет конструкторов принимать во внимание влияние разных факторов на проектированные изготовления.

Так как влияние низких температур было исследовано /С/ и установлено даже иногда увеличение значения модуля упругости при сгибании в тех условиях, обращено внимание на влияние трех факторов:

- воды
- ультрафиолета
- инфракрасной части спектра

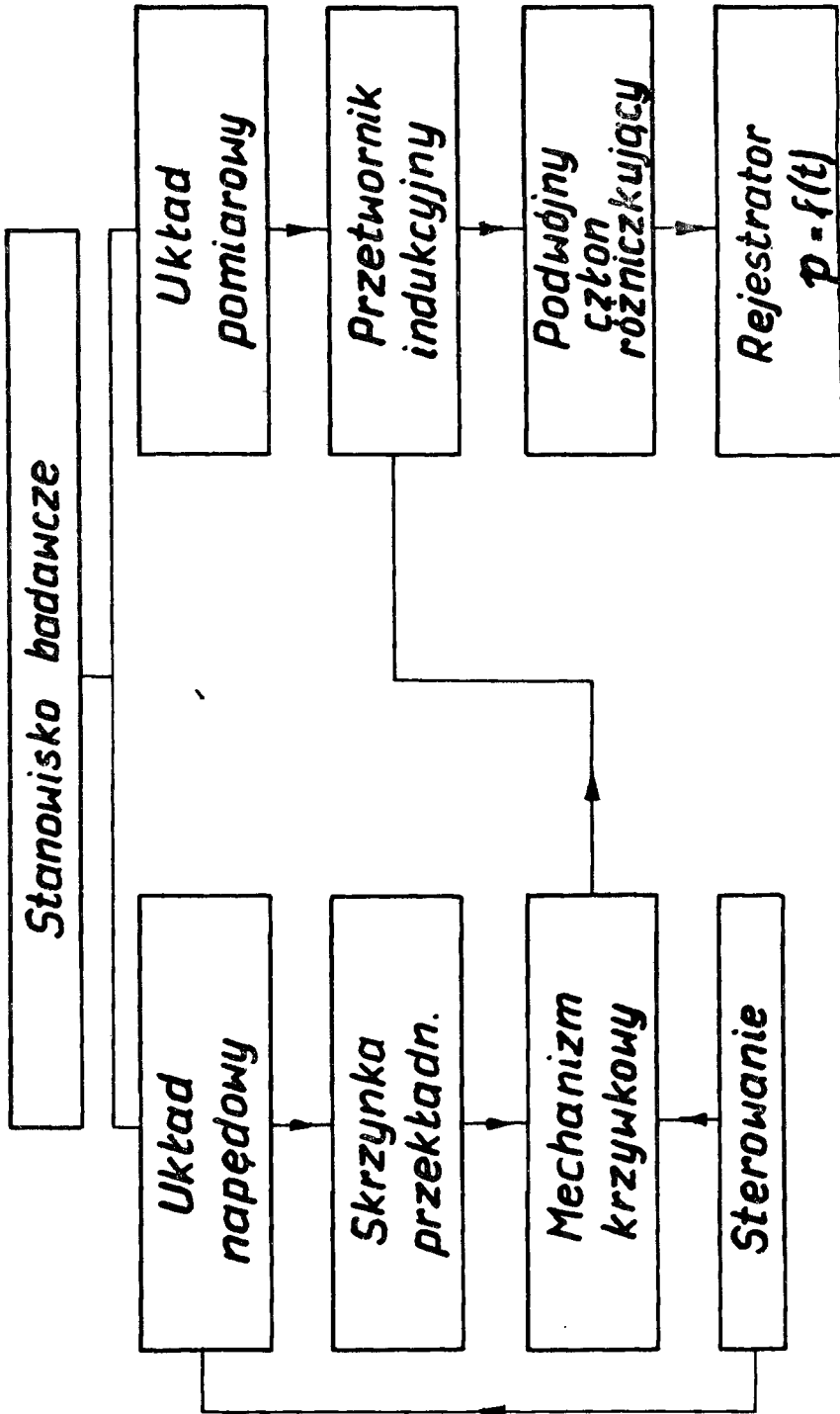
**Krzysztof Wernerowski**

**ANALIZA DOŚWIADCZALNA PRZYŚPIESZEN  
MECHANIZMU KRZYWKOWEGO**

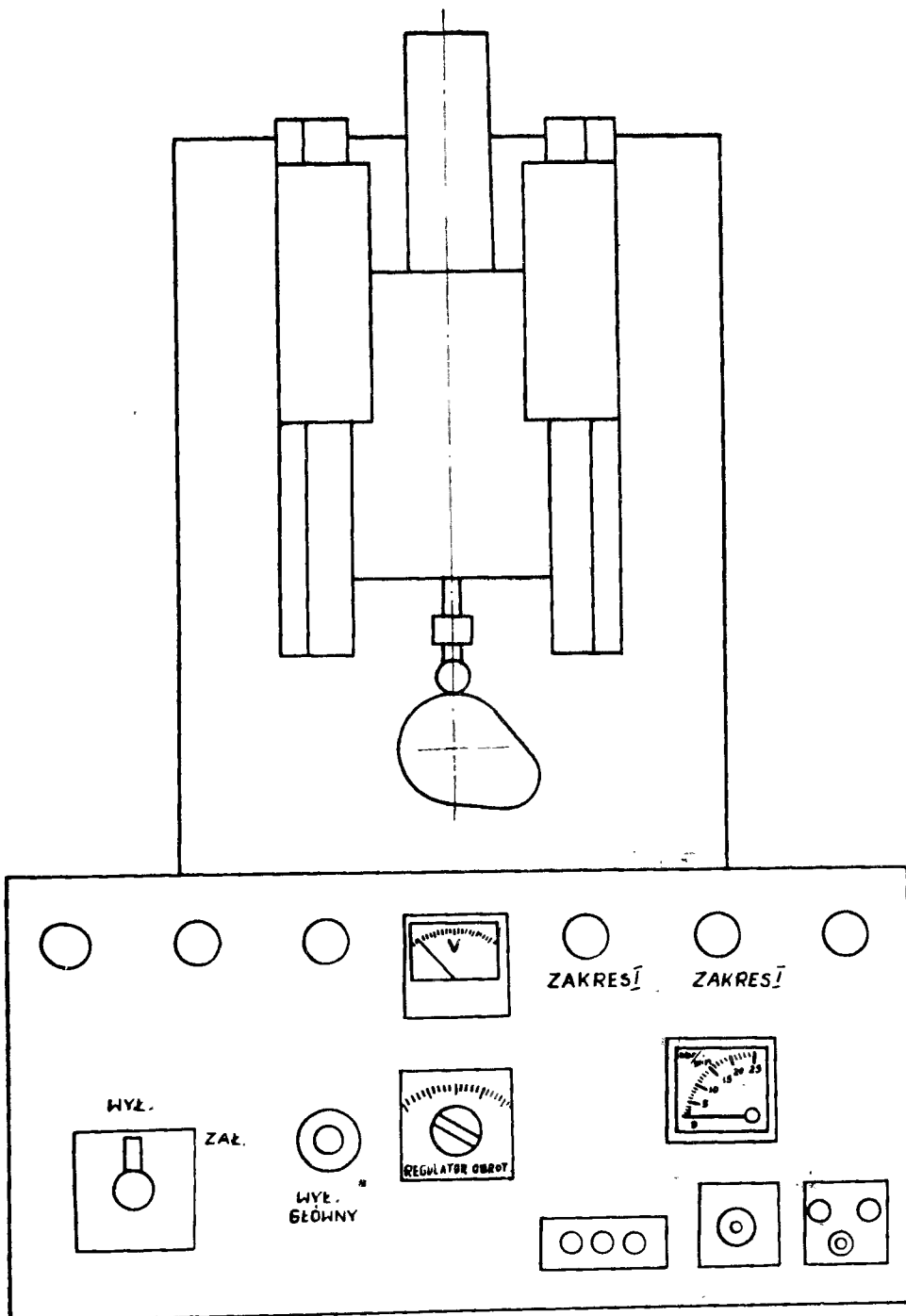
Badania zrealizowano na stanowisku posiadającym układ napędowy o ciągłej regulacji i dokładny zestaw pomiarowy. Przez dwukrotne różniczkowanie sygnału wejściowego uzyskano przyspieszenia. Analiza doświadczalna rzeczywistych przyspieszeń jest podstawą oceny działania oraz udoskonalen zarysów krzywek.

**1. Stanowisko badawcze**

Analiza doświadczalna mechanizmu krzywkowego wymagała zastosowania układu napędowego o ciągłej regulacji wszechstronnego zestawu pomiarowego /rys. 1/. Bezstopniowa regulacja prędkości obrotowej silnika od 0 do 2000 obr/min jest realizowana przy pomocy opornika suwakowego. Silnik przez odpowiednią przekładnię napędza wrzeciono z krzywką i tym samym wprowadza w ruch popychacz, który jest sprzężony z rdzeniem magnetycznym poruszającym się w czujniku indukcyjnym. Wyniki są dwukrotnie różniczkowane. Uzyskany wykres można obserwować na ekranie oscyloskopu lub wykreślić przy pomocy rejestratora pętlicowego. Sterowanie umieszczono na ukośnej płycie czołowej z odpowiednim zestawem mierników /rys.2/. Rozwiązanie konstrukcyjne całości jest zwarte, wystarczająco dokładne oraz w poważnym stopniu niezawodne.



Rys. 1. Schemat blokowy stanowiska do analizy przyspieszeń mechanizmu krzywkowego.



Rys. 2. Widok stanowiska badawczego.

## 2. Przyspieszenie mechanizmu krzywkowego

Zasadniczym parametrem [2], który wpływa na obciążenia dynamiczne /siły masowe/ badanej pary kinematycznej jest przyspieszenie /rys. 3/. Istotne są wartości maksymalne dla punktów  $A_1$ ,  $A_7$ ,  $A_{1..}$ ,  $A_{7..}$ . Przyspieszenie popychacza wynika z działania ruchu obrotowego, czyli dla prędkości

$$v = \omega \varrho \quad (1)$$

gdzie:  $\omega$  - prędkość kątowna krzywki,

$\varrho$  - promień krzywizny,

zależność od łuku i kąta przedstawia się

$$\varrho = \frac{ds}{d\psi} \quad (2)$$

Wartość przyspieszenia kształtuje się na podstawie wzoru

$$p = \frac{d}{d\psi} / \omega \frac{ds}{d\psi} / \frac{d\psi}{dt} \quad (3)$$

$$\frac{d\psi}{dt} = \omega = \text{const.} \quad (4)$$

$$p = \omega^2 \frac{d^2 s}{d\psi^2} \quad (5)$$

Pośrednie uzależnienie przyspieszenia od czasu przez kąt  $d\psi$  zapewnia korzystniejszą geometryczną analizę mechanizmu.

Najczęściej spotyka się paraboliczny ruch ogniwa biernego. Zarys krzywki wykonany jest według zależności

$$s = \frac{a \psi^2}{2} + B_1 \psi + B_2 \quad (6)$$

gdzie:  $a$ ,  $B_1$ ,  $B_2$  - stałe.





Druga pochodna krzywizny względem kąta  $\varphi$  kształtuje się następująco:

$$\frac{d^2 S}{d\varphi^2} = a = \text{const.} \quad (7)$$

Przyspieszenie popychacza dla charakterystyki parabolicznej jest również stałe

$$p_{pa} = \omega^2 a \quad (8)$$

gdzie:  $p_a$  - indeks paraboliczny.

Mechanizm krzywkowy jest prosty i pewny w działaniu. Wobec tego jest często stosowany w silnikach spalinowych. Krzywka zapewnia otwieranie i zamykanie zaworu. Celem jest utrzymanie możliwie największej wartości "czas x przekrój". Równocześnie występuje ograniczenie w zakresie siły bezwładności

$$m \omega^2 a \leq F_{\max} \quad (9)$$

gdzie:  $m$  - masa podzespołu ogniwa biernego,

$F_{\max}$  - dopuszczalna wartość siły bezwładności.

Stosunkowo korzystne zmiany przyspieszenia zapewnia charakterystyka sinusoidalna krzywki

$$S = /R-r/ / \frac{\varphi}{\varphi_1} - \frac{1}{2\pi} \sin \frac{2\pi}{\varphi_1} \varphi / \quad (10)$$

czyli

$$\frac{d^2 S}{d\varphi^2} = \frac{2\pi}{\varphi_1^2} /R-r/ \sin \frac{2\pi}{\varphi_1} \varphi \quad (11)$$

Przyspieszenie będzie wielkością zmienną

$$p_s = P_{so} \sin \frac{2\hat{\pi}}{\varphi_1} \quad (12)$$

$$p_{so} = 2 \hat{\pi} / R-r / \omega^2 \varphi_1^{-2} \quad (13)$$

gdzie: s, so - indeksy sinusoidalne.

Omawiana charakterystyka nie posiada gwałtownych zmian obciążeń dynamicznych.

W określonych przypadkach stosuje się rozwiązanie, które polega na zastosowaniu następującej funkcji cosinus

$$s = \frac{R-r}{2} / 1 - \cos \frac{\hat{\pi}}{\varphi_1} \varphi \quad (14)$$

Wartość drugiej pochodnej jest następująca

$$\frac{d^2 s}{d\varphi^2} = \frac{\hat{\pi}^2 / R-r}{2 \varphi_1^2} \cos \frac{\hat{\pi}}{\varphi_1} \varphi \quad (15)$$

Amplituda przyspieszenia określona jest zależnością

$$p_{co} = \frac{\omega^2 \hat{\pi}^2 / R-r}{2 \varphi_1^2} \quad (16)$$

czyli

$$p_c = p_{co} \cos \frac{\hat{\pi}}{\varphi_1} \varphi \quad (17)$$

gdzie: c, co - indeksy wynikające z funkcji cosinus.

Ruch popychacza jest również stosunkowo łagodny.

Ciekawe jest porównanie największych wartości przyspieszeń dla różnych charakterystyk ruchu płaskich mechanizmów. Dla paraboli, przyjętej sinusoidy lub funkcji cosinus o tej samej fazie  $\psi_1$  i skoku

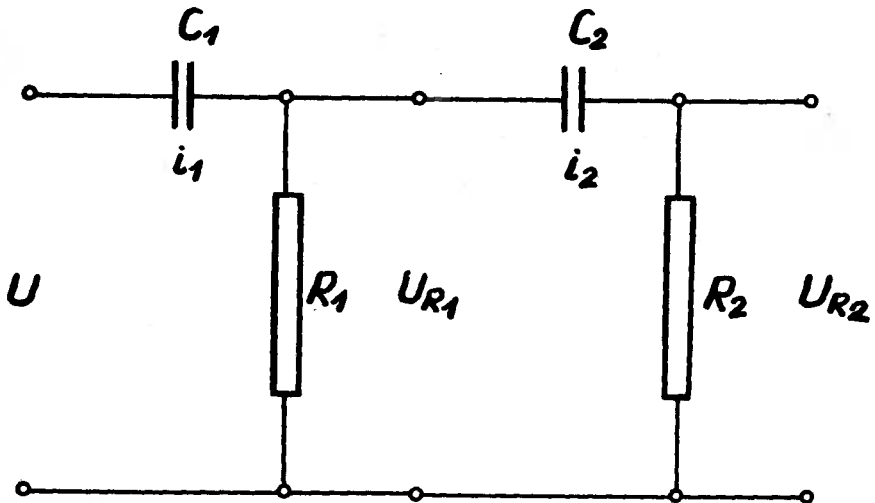
$$h = R - r \quad (18)$$

uzyskano następujące proporcje

$$P_p : P_{so} : P_{co} = 1 : \frac{\tilde{\pi}^2}{8} : \frac{\tilde{\pi}}{2} \quad (19)$$

### 3. Podwójny osłon różniczkujący

Celem badań jest wyznaczenie rzeczywistego przebiegu zmian przyspieszenia w zależności od wartości kąta obrotu krzywki. Zastosowano podwójny układ różniczkujący, /rys. 4/. Sygnałem wejściowym jest napięcie w cewce czujnika.



Rys. 4. Schemat podwójnego układu różniczkującego.

$$U = I \sqrt{R^2 + \omega_e^2 \frac{\mu z^4 / D_2 - D_1 / x^2}{l^2}} \quad (20)$$

- gdzie:  $\omega_e$  - częstość zmian napięcia,  
 $\mu$  - przenikalność magnetyczna rdzenia,  
 $z$  - iloczyn zwojów,  
 $l$  - długość uzwojenia,  
 $x$  - przesunięcie rdzenia zamocowanego na popychaczu mechanizmu krzywkowego,  
 $D_{1,2}$  - średnice uzwojenia,  
 $I$  - natężenie prądu cewki,  
 $R$  - opór uzwojeń cewki czujnika.

Dla układu przedstawionego na rysunku 4 prąd ładowania pierwszego kondensatora określony jest zależnością

$$i_1 = C_1 \frac{dU}{dt} \quad (21)$$

dla

$$R_1 \ll \frac{1}{\omega_e C_1} \quad (22)$$

$$U_{R1} = R_1 C_1 \frac{dU}{dt} \quad (23)$$

Pochodną napięcia obliczono na podstawie wzoru (6)

$$\frac{dU}{dt} = \frac{I \omega_e^2 \mu z^4 / D_2 - D_1 / x^2}{l^2 \sqrt{R^2 + \frac{\omega_e^2 \mu z^4 / D_2 - D_1 / x^2}{l^2}}} \quad (24)$$

Uzyskane napięcie jest sygnałem wejściowym do drugiej części całonu różniczkującego

$$U_{R2} = R_2 C_2 \frac{dU_{R1}}{dt} \quad (25)$$

$$R_1 C_2 = \text{const.} \quad (26)$$

czyli

$$U_{R2} = R_1 R_2 C_1 C_2 \frac{d^2 U}{dt^2} \quad (27)$$

stałą wielkość oznaczono jednym symbolem

$$\omega_0 p^2 x^4 / D_2 - D_1 / x^2 = D_\omega \quad (28)$$

Druga pochodna napięcia kształtuje się następująco

$$\frac{d^2 U}{dt^2} = \frac{I D_\omega}{1 \sqrt{R_1^2 + D_\omega x^2}} \left\{ x p + v^2 \left[ 1 - \frac{D_\omega x^2}{1^2 / R_1^2 + D_\omega x^2} \right] \right\} \quad (29)$$

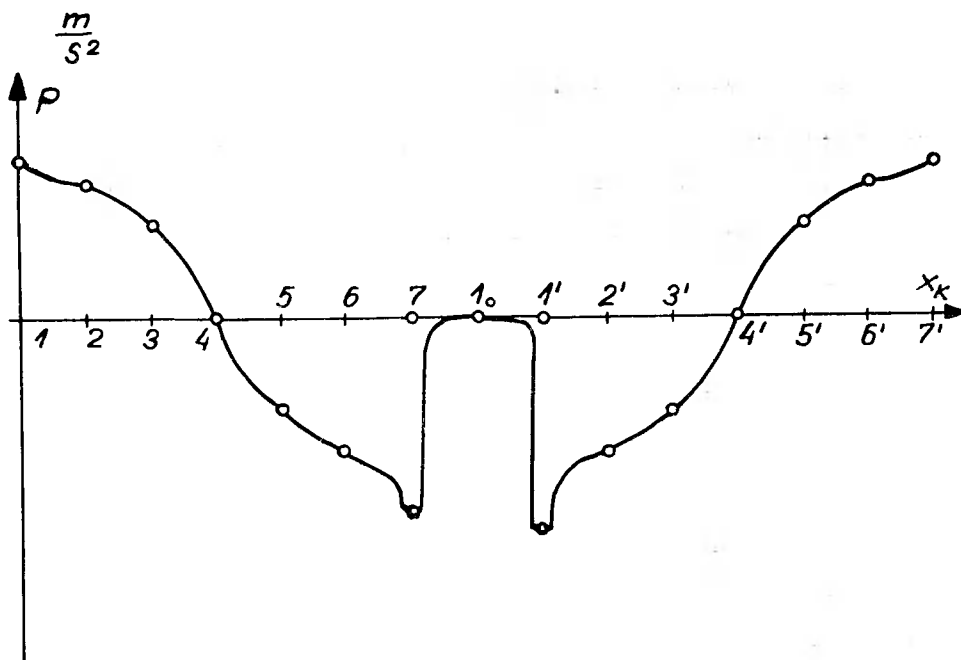
Wyznaczoną zależność (29) podstawiono do (27) i obliczono przyspieszenie mechanizmu krzywkowego

$$p = \frac{U_{R2}}{x I D_\omega R_1 R_2 C_1 C_2} \frac{1 \sqrt{R_1^2 + D_\omega x^2}}{1} + v^2 \left[ \frac{D_\omega x^2}{1^2 / R_1^2 + D_\omega x^2} - 1 \right] \quad 30$$

#### 4. Badanie przyspieszeń mechanizmu krzywkowego

Znaczenie badań laboratoryjnych przyspieszeń wzrasta w miarę podwyższania prędkości obrotowej czynnego ogniwa analizowanego mechanizmu płaskiego. Na rysunku 3 przedstawiono wykres dla  $n = 1500$  obr/min. Niebezpieczne są

wartości dla punktów przejściowych  $A_1, A_7, A_{1'}, A_{7'}$ . Teoretycznie zarys krzywki wykonuje się w sposób ciągły. Stosowane są określone promienie zmniejszające niebezpieczeństwo gwałtownego wzrostu przyspieszenia. W mechanizmie płaskim występują sprężyste udary, których wartości można wyznaczyć porównując krzywą analityczną - teoretyczną podaną na rysunku 3b z wykresu rzeczywistego działania mechanizmu na rysunku 5. W rzeczywistym mechaniz -



Rys. 5. Wykres rzeczywistych zmian przyspieszeń.

nie odstępstwa w zakresie punktów  $A_1, A_7, A_{1'}, A_{7'}$ , są zmniejszone przez odkształcenia sprężyste układu. Droga kątowna  $\Delta\varphi$  przejściowego zarysu krzywki musi być tak dobrana, aby przyspieszenie nie przekraczało wartości dopuszczalnej  $p_{max}$ . Warunek analityczny łączy się z prędkością kątowną i promieniem krzywizny

$$\Delta\varphi \geq \frac{\pi \omega^2 g_{\max}}{2 p_{\max}} \quad (31)$$

Prace doświadczalne umożliwiają ocenę rzeczywistego wykonania krzywki. Ogniwo czynne 1 przedstawione na rysunku 3a posiada lepiej wykonany promień  $A_7$  od rzeczywistej geometrii w  $A_1$ .

## 5. Wnioski

1. Analiza doświadczalna ruchu mechanizmu krzywkowego umożliwia ocenę rzeczywistych przyspieszeń ogniw.
2. Na podstawie wartości rzeczywistych przyspieszenia w zakresie krzywych przejściowych można ustalić najkorzystniejsze promienie zarysu.

## Literatura

1. Beckwith T.C., Buck N.L.: Mechanical Measurement, Addison - Wesley, London 1961.
2. Parszewski Z.: Teoria maszyn i mechanizmów, WNT, Warszawa 1967.
3. Tusiczyn A.M.: Pomiary elektryczne wielkości nieelektrycznych, PWT, Warszawa 1956.

EXPERIMENTAL ANALYSIS OF CAM MECHANISM SPEEDING - UP

Summary

The tests have been realized on the stands which possess a driving system of constant regulation and a precise measuring set. Speeding-up has been obtained through once repeated input signal differentiation. Experimental analysis of real speeding-up values is the basis of activity evaluation as well as of cam outline improvement.

ОПЫТНЫЙ АНАЛИЗ УСКОРЕНИЙ КУЛАЧКОВОГО  
МЕХАНИЗМА

Р е з ю м е

Испытание произведено на стенде имеющим приводную систему с непрерывной регулировкой а также точный измерительный набор. Вследствии двукратного дифференцирования входного сигнала, получено ускорение. Опытный анализ действительных значений ускорения представляет собой основание для оценки действия и для усовершенствования кулачковых профилей.







Cena 30 zł