

B

AKADEMIA TECHNICZNO - ROLNICZA  
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH  
W B Y D D G O S Z C Z Y



ZESZYTY NAUKOWE

Nr 36

MIECHANIKA

(12)

B Y D D G ; O S Z C Z - 1976

AKADEMIA TECHNICZNO ROLNICZA  
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH  
W B Y D G O S Z C Z Y



ZESZYTY NAUKOWE

№r 36

MECHANIKA

(12)

B Y D G O S Z C Z - 1976

REDAKTOR NACZELNY

*Zbigniew Kikiewicz*

REDAKTOR NAUKOWY

*Edward Walicki*

REDAKTOR TECHNICZNY

*Ewa Błażejowicz*

Wydano za zgodą  
Rektora Akademii Techniczno-Rolniczej  
w Bydgoszczy

WYDAWNICTWO UCZELNIANE AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ  
W BYDGOSZCZY

*Kr ius . P 916/77*

---

ZP UMK, zam. 168, nakład 200 egz., ark. wyd. 7,7, B-5, cena zł 10,—

---

*D. 22/77*

## SPIS TRESCI

	Strona
1. Mieczysław Gawda, Andrzej Golik: Wykonywanie Elementów strumieniowych dla celów laboratoryjnych.....	6
2. Andrzej Golik: Analiza możliwości wykorzystania nieliniowych oporności pneumatycznych do budowy przetwornika cyfrowo-analogowego o liniowej charakterystyce statycznej .....	18
3. Wojciech Kałużny: Badania zużycia ostrza z węglików spiekanych przy toczeniu rowków w stopach aluminium	38
4. Lech M.Kamiński, Wiesław Olszewski: Modelowanie pneumatycznych układów sterowania za pomocą symulatora elektronicznego, na przykładzie sterowania automatem tokarskim .....	56
5. Maria Kaszowska: Wyznaczenie zależności funkcyjnej charakteryzującej proces rozpuszczalności węglików w stali chromowo-wolframowo-wanadowej typu ledeburytycznego SC-25.....	68
6. Jadwiga Krysiak, Stanisław Smarzyński: Spawanie nadwozia samochodu "Żuk" w osłonie CO <sub>2</sub> .....	86
7. Witold Żoś, Jerzy Steinborn: Stateczność i jej ocena w odniesieniu do pojazdu jednośladowego.....	98
✓ 8. Henryk Oleszycki: O ferrytyzacji żeliwa sferoidalnego	114
✓ 9. Henryk Oleszycki: Sferoidyzacja cementytu eutektoidalnego w żeliwie bez udziału grafityzacji.....	140
✓ 10. Henryk Oleszycki, Stanisław Dymski, Edward Sobociński: Wpływ obróbki cieplnej na trwałość ostrza noży do krajarki włókna sztucznego.....	148



Mieczysław Gawda  
Andrzej Golik

WYKONYWANIE ELEMENTÓW STRUMIENIOWYCH DLA CEŁOW  
LABORATORYJNYCH

W artykule przedstawiono metodę otrzymywania elementów strumieniowych w warunkach laboratoryjnych na drodze odlewania. Opisano cechy metody na przykładzie otrzymywania przekrętka monostabilnego.

1. Wstęp

W elementach strumieniowych wykorzystuje się cały szereg zjawisk fizycznych takich jak: turbulizacja strumienia laminarnego, odchylenie strumienia zasilającego przez strumienie sterujące, przyklejanie się strumienia do ścianki, czołowe zderzanie się strumieni itd.

Wykorzystanie lub wyeliminowanie danego zjawiska osiąga się drogą doboru właściwego kształtu elementu. Tymczasem jedną z poważnych problemów pojawiających się podczas projektowania no -

wych elementów strumieniowych jest trudność analitycznego doboru kształtu elementu, zapewniającego mu prawidłowe działanie. Spowodowane jest to niedostateczną znajomością zachodzących w elemencie zjawisk fizycznych. Mimo bardzo wielu prac, w których podjęto próbę teoretycznego opisu działania elementu [1],[2], rozbieżności między własnościami przewidzianymi teoretycznie, a uzyskanymi doświadczalnie są jeszcze zbyt duże. W tej sytuacji jedną dostępną drogą prowadzącą do prawidłowego zaprojektowania elementu jest doświadczalny dobór jego kształtu, przy jednoczesnym uwzględnieniu jakościowych wskazań teorii.

## 2. Technologia elementów strumieniowych

W chwili obecnej znany jest cały szereg metod otrzymywania elementów strumieniowych. Niektóre z nich to:

- a/ trawienie fotochemiczne specjalnego rodzaju szkła [4]
- b/ trawienie fotochemiczne w płytach stalowych [5]
- c/ osadzanie elektrolityczne [5]
- d/ wykrawanie kształtów na prasie i składanie wykrojów w bloki [4]
- e/ obróbka mechaniczna
- f/ metalurgia proszków [4]
- g/ odlewanie precyzyjne
- h/ tłoczenie

Dla potrzeb laboratoryjnych należało zastosować metodę odznaczającą się następującymi cechami:

- łatwość realizacji w warunkach laboratoryjnych
- łatwość zmiany kształtu modelu
- duża dokładność zachowania kształtu
- możliwość łatwego wykonania pewnej liczby identycznych elementów
- mała pracochłonność metody i proste oprzyrządowanie

Już po wstępnej ocenie daje się zauważyć, że zasygnalizowane powyżej metody nadają się raczej do stosowania w warunkach produkcji znacznej serii elementów o określonym kształcie.

W warunkach, kiedy kształt elementu nie jest jeszcze określony należy dobrać taką technologię wykonania elementu, aby można było łatwo uzyskać elementy o różnym kształcie.

Biorąc to pod uwagę przyjęto technologię odlewania elementu według modelu, którego profil ustawiono pod mikroskopem warsztatowym.

### 3. Otrzymywanie elementu strumieniowego metodą odlewania

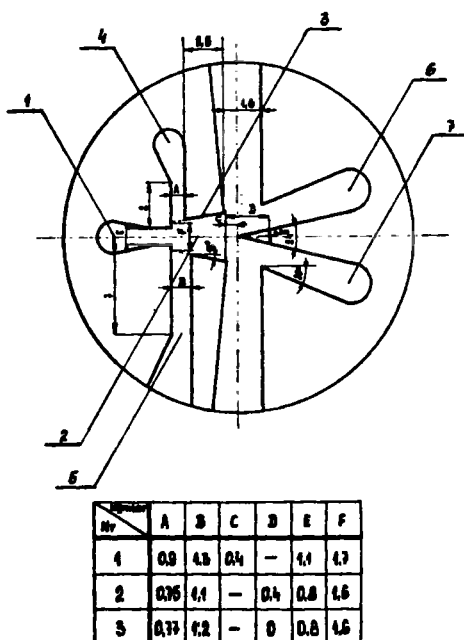
Metoda ta składa się z następujących etapów:

- ustawienie profilu modelu elementu pod mikroskopem
- wykonanie odcisku kształtu-negatywu
- wykonanie formy
- odlewanie elementu
- montaż
- badanie elementu



### 3.1. Ustalenie profilu elementu strumieniowego

Na podstawie badań literaturowych oraz doświadczeń własnych należy ustalić kształt elementu, który ma realizować założoną funkcję. Metoda otrzymywania elementu strumieniowego zostanie przedstawiona na przykładzie przersutnika monostabilnego, którego profil pokazano na rysunku 1. Profil ten dobrano w oparciu o pracę [3]. Przerzutnik pokazany na rysunku 1 działa na zasadzie przyklejania się strumienia do ścianki /tzw.efekt Coandy/.



Rys.1. Profil przersutnika monostabilnego

Strumień powietrza podawany z dyszy zasilającej 1 wpada do komory interakcji 2 i przykleja się do ścianki 3. Przyklejanie się strumienia do tej ścianki następuje w wyniku porwania przez zatopiony strumień turbulenty, wpływający z dyszy 1 cząstek płynu z przestrzeni interakcji 2. Ubytki płynu w bezpośrednim otoczeniu strumienia zasilającego muszą być uzupełnione przez przepływ z dalej położonych obszarów strefy interakcji. W przerzutniku celowo zapewniono różnicę warunków przepływu uzupełniającego przez wykonanie kanałów 4 i 5 o różnej szerokości.

W wyniku różnicy warunków przepływu uzupełniającego między strumieniami zasilającymi a ścianką 3, wytwarza się / przy braku sygnału sterującego  $P_x$ / podciśnienie w stosunku do ciśnienia po przeciwnej stronie strumienia zasilającego. Strumień wyjściowy pojawi się w dyszy 6.

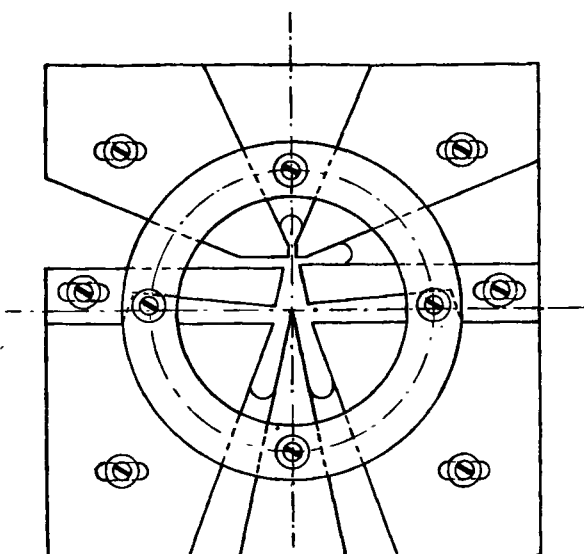
Zmianę stanu równowagi spowoduje podawanie ciśnienia sterującego  $P_x$ . Rośnie wówczas przepływ przez dyszę 5 i między strumieniem zasilającym a ścianką 3 tworzy się nadciśnienie. Strumień zostanie w wyniku tego przerzucony do przeciwległej ścianki i dyszy 7.

Po zaniknięciu sygnału sterującego  $P_x$  powtórzy się sytuacja omawiana poprzednio i strumień znów przyklei się do ścianki 3.

W celu budowy modelu zarys przerzutnika pokazany na rysunku 1 uzieli się na odcinki, które można wykonać w postaci oddzielnych płytek o określonej grubości, warunkującej późniejszą głębokość kanałów elementu.

Po trasowaniu i obróbce, płytki montuje się na płycie z pleksiglasu pod mikroskopem warsztatowym, zachowując założone szerokości kanałów i współosiowość klina rozdzielającego kanały wyjściowe z dyszą zasilania. Możliwość łatwej zmiany położenia poszczególnych płytek zapewniono wykonując w nich podłużne otwory, przez które przechodziły wkręty mocujące je do podstawy.

Na tak wykonany model nałożono okrągły pierścień, który ułatwia wykonanie odcisku rzeźby modelu. Widok gotowego modelu przedstawiono na rysunku 2.



Rys.2. Widok gotowego modelu przerzutnika monostabilnego

### 3.2. Uzyskanie odcisku rzeźby modelu

Ponieważ założono okrągły kształt elementu, więc pokazany na rysunku 2 model obudowano pierścieniem. Do powstałej w ten sposób formy nakładano masę wyciskową Dentaflex, w której po zastąpieniu utrwał się negatyw kształtu elementu.

Masę tę należało nakładać stosunkowo szybko, a jednocześnie jakość odcisku zależała od właściwego jej ubicia, szczególnie w okolicach naroży. Czas uzyskania odcisku wynosił 10-15 minut.

### 3.3. Wykonanie formy

Odcisk elementu włożono do pierścienia o tej samej średnicy wewnętrznej i wyższego od odcisku o wartość planowanej wysokości płytki przerzutnika. Otrzymaną w ten sposób formę ustawia się na płaszczyźnie zwracając uwagę na prawidłowe ułożenie odcisku w pierścieniu. Bardzo ważne jest zachowanie gładkości wewnętrznych ścian formy, bowiem w przypadku, gdy będą one chropowate wyjęcie odlewu z formy jest utrudnione i często kończy się jego zniszczeniem.

### 3.4. Odlewanie elementu

Do odlewania elementu użyto żywicy Epidian 5. Podstawowym problemem po zalaniu formy jest usunięcie pęcherzyków powietrza, które, o ile usytuują się na czynnej części odcisku przerzutnika spowodują błędy kształtu - wżery na powierzchni kanałów, uszko-

dzenia naroży itp. Element taki nie nadaje się do użytku.

Pęcherzyki te usuwano igłą. Czas uzyskania gotowego odlewu wynosił 24 godziny.

### 3.5. Montaż elementu

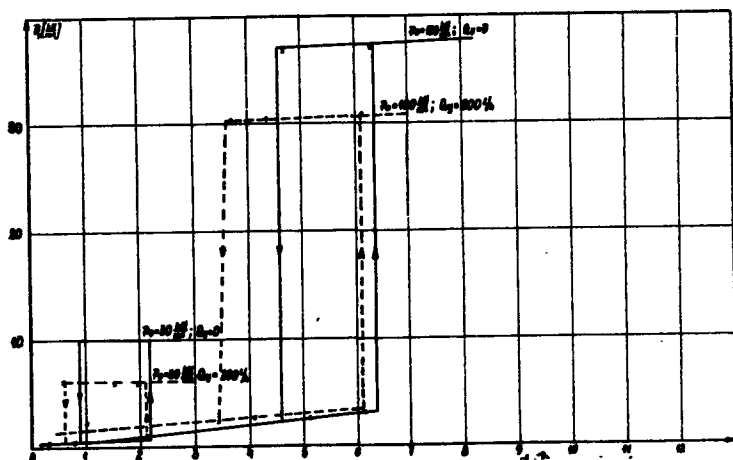
Przed montażem elementu należało wykonać pokrywę /pleksiglas/ wraz z końcówkami doprowadzającymi i odprowadzającymi czynnik roboczy.

Powierzchnię odlewu należy zeszlifować i wypolerować. Po operacjach tych należy bardzo starannie oczyścić dysze i kanały odlewu, gdyż w przeciwnym przypadku mogą one ulec zatkanu podczas pracy elementu.

Przed skręceniem obu części przerzutnika, powierzchnie odlewu stykające się z pokrywą należy pokryć warstwą smaru silnikowego, co zapewni wymaganą szczelność.

### 3.6. Badanie elementu

Jak wspomniano, przerzutnik pokazany na rysunku 1 wykorzystywano jako dyskretny wzmacniacz ciśnienia. W zależności od wartości ciśnienia zasilania /10,5-160 kN/m<sup>2</sup>/ wzmocnienie pojedynczego elementu wynosiło 2-9. Przykładową charakterystykę przerzutnika pokazano na rysunku 3 i dotyczy ona jednej z wersji o wymiarach podanych w tablicy na rysunku 1.



Rys.3. Przykładowa charakterystyka przerzutnika monostabilnego

#### 4. Podsumowanie

Omówiona wyżej metoda w pełni zdała egzamin zapewniając bardzo łatwą i szybką zmianę kształtu wykonywanego elementu.

Otrzymanie pewnej ilości identycznych elementów nie przedstawiało także żadnych trudności.

Jak wykazała obserwacja elementu pod mikroskopem, odchyłki odtwarzania zaplanowanego kształtu nie przekraczały 0,01 mm i 30 sekund kątowych.

Podstawową wadą proponowanej metody jest pracochłonne usuwanie pęcherzyków powietrza z zalanej formy. Planuje się prowadzenie tej operacji w komorze próżniowej.

Obecnie trwają prace nad taką konstrukcją formy, aby badania działania elementu przeprowadzić bezpośrednio na modelu usta-

wionym pod mikroskopem warsztatowym, a nie dopiero na odlewie ,  
jak dotychczas. Pozwoli to znacznie skrócić cykl badań przy otrzy-  
mywaniu nowego elementu strumieniowego:

#### Literatura

1. Drzewiecki T.M., Goto J.M.: An Analytical Model for the Res -  
ponse of Flueric Wall Attachment Amplifiers. Fluidics Quar -  
terly 1/73.
2. Kijkowski P.: Teoria Przepływu Ustalonego w Podstawowym Ele -  
mencie Strumieniowym Automatyki Przemysłowej /bez uwzględ-  
nienia lepkości płynu. Pneumatyczna Technika Strumieniowa, War-  
szawa 1966.
3. Joffie A.G.: Eksperymentalnoje Issliedowanieje Masszabnogo  
Effekta na Statisticzeskoje Charakteristiki Strujnych Ele-  
mentow Ispolzujuszczich Otryw Potoka ot Stienki. Pniewmaticze-  
skie Sredstwa i Sistiemy Uprawlienija. Izdat.Nauka Moska 1970.
4. A.Guide to Fluidics Mac Donald London.
5. Love K.L., Shinn J.N.: Fabrication Techniques for Fluidic  
Propulsionengine Controls Pap.ASME 1970 Nr Flcs 7.
6. Pneumatyczny, Strumieniowy Przetwornik Cyfrowo-Analogowy Cz.1  
Opracowanie wykonane w Zakładzie Automatyki ATR w Bydgoszczy  
niepublikowane.

CARRYING OUT OF STREAM ELEMENTS FOR LABORATORY PURPOSES

Summary

In this article the method of obtaining stream elements in laboratory conditions by means of casting has been presented. The method characteristics have been presented taking as example the obtaining of monostable trigger.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ СТРУЙНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ  
ДЛЯ ЛАБОРАТОРНЫХ ЦЕЛЕЙ

Резюме

В статье представлен метод получения струйных элементов в лабораторных условиях путём отливки. Описаны свойства метода на примере получения перекидного моностабильного механизма.





Andrzej Golik

ANALIZA MOŻLIWOŚCI WYKORZYSTANIA NIEKLINOWYCH OPORNOSCI  
PNEUMATYCZNYCH DO BUDOWY PRZETWORNIKA CYFROWO-ANALOGOWEGO  
O LINIOWEJ CHARAKTERYSTYCE STATYCZNEJ

W pracy omówiono doświadczalną metodę budowy przetwor-  
nika cyfrowo-analogowego, opartego o schemat dzielnika ciś-  
nień, tzw. "drabinkę oporową". Przetwornik wykonano z nas-  
tawnych elementów oporowych typu "rurka skrętna". Przedsta-  
wiono uzyskane doświadczalnie, charakterystyki statyczne  
i rozpatrzono wpływ zmiany wartości ciśnień zasilających na  
charakterystykę statyczną przetwornika.

Zaproponowano wykorzystanie, przedstawionego [1] mode-  
lu matematycznego przepływu przez opór do analitycznego do-  
boru przewodności pneumatycznych w poszczególnych gałę-  
ziach przetwornika.

Oznaczenia

- A, B, C - współczynniki charakteryzujące opór pneumatyczny
- a, b - względne przepływu czynnika przez opór pneumatyczny
- n - ilość wejść cyfrowych

- $P_1$  - ciśnienie przed oporem  $[\text{kg/cm}^2], [\text{kN/m}^2]$   
 $P_2$  - ciśnienie za oporem  $[\text{kg/cm}^2], [\text{kN/m}^2]$   
 $P_y$  - ciśnienie wyjściowe z przetwornika  $[\text{kg/cm}^2], [\text{mm Hg}], [\text{kN/m}^2]$   
 $P_x$  - ciśnienie zasilenia przetwornika  $[\text{kg/cm}^2], [\text{kN/m}^2]$   
 $Q_a$  - przepływ przez opór pneumatyczny dla  $p_1 = 0,5 \text{ kg/cm}^2$   
 i  $p_2 = 0 \text{ ata}$   $[\text{l/h}]$   
 $Q_b$  - przepływ przez opór pneumatyczny dla  $p_1 = 1 \text{ kg/cm}^2$   
 i  $p_2 = 0,5 \text{ kg/cm}^2$   $[\text{l/h}]$   
 $Q$  - przepływ czynnika przez opór  $[\text{l/h}]$  lub  $[\text{m}^3/\text{sek}]$   
 $R$  - opór pneumatyczny  $[\frac{\text{kg} \cdot \text{l} \cdot \text{s}}{\text{m}^5}]$   
 $U$  - przepływ przez opór pneumatyczny dla  $p_1 = 1 \text{ kg/cm}^2$   
 i  $p_2 = 0 \text{ ata}$   $[\text{l/h}]$   
 $X$  - sygnał cyfrowy  $[\text{kg/cm}^2], [\text{kN/m}^2]$

## 1. Wstęp

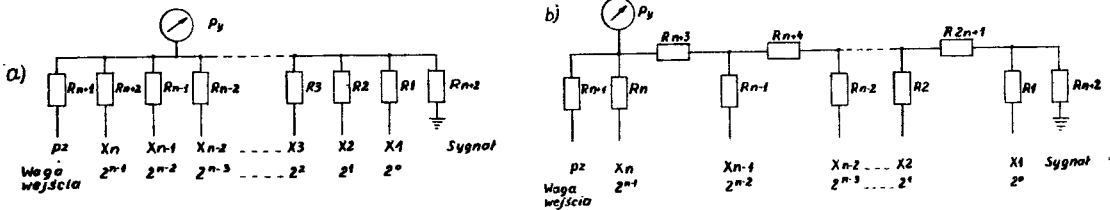
W związku z rozwojem ciągłych i dyskretnych systemów automatyki pneumatycznej powstała konieczność opracowania przetworników cyfrowo-analogowych (C/A) i analogowo-cyfrowych (A/C) umożliwiających współpracę elementów obu tych systemów.

Szczególnie duże jest zapotrzebowanie na przetwornik cyfrowo-analogowy, mogący uruchamiać pneumatyczne mechanizmy wykonawcze pracujące w średnim zakresie ciśnień 20-100/kN/m<sup>2</sup>.

W chwili obecnej w kraju nie produkuje się tego typu przyrządów. W Zakładzie Automatyki Instytutu Technologii i Eksploatacji Maszyn ATR w Bydgoszczy podjęto próbę wykonania pięciowejściowego przetwornika C/A. Ograniczenie ilości wejść wynika z konkretnego zapotrzebowania przemysłu.

Poniżej przedstawiono jedną z badanych koncepcji przetwornika dla systemu średniociśnieniowego.

Opiera się ona na wykorzystaniu znanego w elektronice układu drabinki oporowej przedstawionego na rysunku 1a i 1b.



Rys.1. Możliwości realizacji dławianowego przetwornika cyfrowo-analogowego

Pokazano dwie możliwości realizacji przetwornika:

- z wykorzystaniem różnych wartości nominalnych oporów /rys.1a/
- z wykorzystaniem tylko dwu wartości nominalnych /R i 2R/ oporów /rys.1b/.

Rozpatrywany układ, nazywany także dzielnikiem oporowym, jest układem biernym wykorzystującym energię sygnałów wejściowych do wytwarzania sygnału wyjściowego.

## 2. Analityczne określenie parametrów przetwornika przy założeniu liniowych charakterystyk przepływowych elementów oporowych

Realizacja przetwornika cyfrowo-analogowego według rysunku 1a wymaga zastosowania oporności pneumatycznych o wartościach stopniowanych zgodnie z kodem sygnału wyjściowego urządzenia cyfrowego.

Pozwoli to nadać każdemu wejściu cyfrowemu odpowiednią wagę określającą udział danej gałęzi przetwornika w maksymalnej wartości ciśnienia wyjściowego.

W opracowaniu tym przyjęto ogólnie stosowany naturalny kod dwójkowy.

Wartości oporności wynoszą w związku z tym:

$$R_k = 2^{n-k} R \quad (1)$$

gdzie:

$k = 1, 2, 3, \dots, n$  numer wejścia cyfrowego /gałęzi/ przetwornika poczynając od wejścia o najmniejszej wadze

Na każde z wejść podawany jest sygnał cyfrowy  $X$ . Przez  $X_1 = "0"$  rozumie się połączenie wylotu "1" - tej gałęzi z atmosferą, a przez  $X = "1"$  podanie na jej wejście określonego ciśnienia.

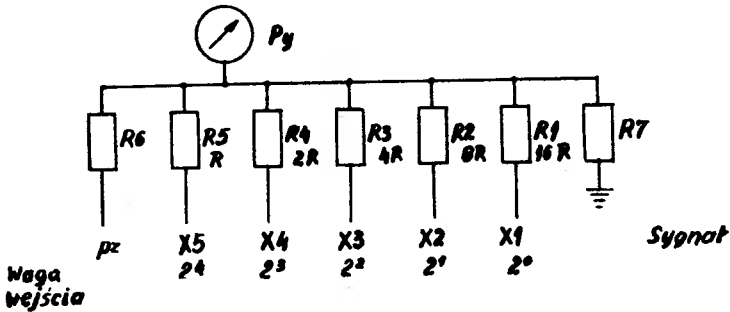
Z uwagi na to, że w średniociśnieniowym systemie automatyki pneumatycznej stosuje się tzw. zero względne o wartości  $20 \text{ KN/m}^2$ , w przetworniku występuje dodatkowa gałąź z opornością  $R_{n+1}$ , na którą podaje się stałe ciśnienie zasilania  $p_z$ .

### Analiza możliwości

Ciśnienie to winno zapewnić wartość ciśnienia wyjściowego " $p_y$ " równą  $20 \text{ kN/m}^2$  w przypadku, gdy na wszystkie wejścia cyfrowe podano sygnał  $X = 0$ .

Przez gałąź z oporem  $R_{n+2}$  powietrze odprowadzane jest do atmosfery. Zapewnia to prawidłową pracę w przypadku, gdy wszystkie sygnały cyfrowe są równe "1". Sygnał wyjściowy " $p_y$ " powinien mieć w tym przypadku wartość  $100 \text{ kN/m}^2$ .

Dla przetwornika pięciowejsiowego wg rysunku 2 można napisać następujące równanie Kirchhoffa:



Rys.2. Pięciowejsiowy przetwornik cyfrowo-analogowy

$$\frac{p_z - p_y}{R_6} + \frac{X_5 - p_y}{R} + \frac{X_4 - p_y}{2R} + \frac{X_3 - p_y}{4R} + \frac{X_2 - p_y}{8R} + \frac{X_1 - p_y}{16R} - \frac{p_y}{R_7} = 0 \quad (2)$$

stąd charakterystykę statyczną przetwornika wyraża równanie:

$$p_y = \frac{1}{\frac{31}{16} + \frac{R}{R_6} + \frac{R}{R_7}} \times \frac{R}{R_6} p_z + \frac{X_1 + 2X_2 + 4X_3 + 8X_4 + 16X_5}{16} \quad (3)$$

Ze względów konstrukcyjnych wskazane jest, aby wartość ciśnienia "p<sub>z</sub>" była równa wartości sygnału cyfrowego X na poziomie "1", więc przyjmując to oraz zakładając R<sub>6</sub> = R<sub>7</sub> otrzymuje się równania:

$$\text{Dla } X_1 = 0 / 1 = 1, 2 \dots 5 / \text{ powinno być } p_y = 20 \text{ KN/m}^2 \quad (4)$$

$$20 = \frac{1}{\frac{31}{16} + 2 \frac{R}{R_6}} \times \frac{R}{R_6} \times p_z$$

stąd

$$p_z = \frac{20}{\frac{R}{R_6}} \times \left( \frac{31}{16} + 2 \frac{R}{R_6} \right) \quad (5)$$

Dla X<sub>1</sub> = 1/1 = 1, 2 ... 5 / powinno być p<sub>y</sub> = 1000 KN/m<sup>2</sup>

$$100 = \frac{1}{\frac{31}{16} + 2 \frac{R}{R_6}} \times \left( \frac{R}{R_6} p_z + \frac{31}{16} X \right) \quad (6)$$

stąd po podstawieniu p<sub>z</sub> z /5/

$$X = 80 \frac{16}{31} \left( \frac{31}{16} + 2 \frac{R}{R_6} \right) \quad (7)$$

Z warunku p<sub>z</sub> = X można obliczyć  $\frac{R}{R_6}$ , a korzystając z tego stosunku otrzymamy wartość X oraz p<sub>z</sub>:

(8)

$$\frac{R}{R_6} = \frac{31}{64} \quad \text{czyli} \quad R_6 = R_7 = \frac{64}{31} R$$

$$p_z = X = \frac{20 \times 64}{31} \times \left( \frac{31}{16} + 2 \frac{31}{64} \right) = 120 \text{ KN/m}^2 \quad (9)$$

Otrzymane wyniki pozwalają zaprojektować przetwornik C/A według rysunku 2 w przypadku, gdy charakterystyki przepływowe oporów są liniowe.

Przetwornik ten realizowany jest przy użyciu małej  $/n+2/$  liczby oporów, ale rozpiętość między najmniejszą a największą ich wartością jest znaczna  $/R_{\max}/R_{\min} = 2^{n-1}/$ . Może to utrudnić realizację przetwornika. Wady tej można uniknąć budując układ według rysunku 1b. Opory  $R_1 \div R_{n+2}$  mają tu wartość nominalną  $2R$ , a opory  $R_{n+3} \div R_{2n+1}$  wartość  $R$  (dla naturalnego kodu dwójkowego). Ujednoczenie wartości oporów powoduje jednak znaczny /prawie dwukrotny/ wzrost ich liczby.

Analizę pracy takiego układu wraz z wyprowadzeniem równań przeprowadzono w [2].

### 3. Model doświadczalny przetwornika

Posiadając obliczenia przedstawione powyżej, zrealizowane model przetwornika, w którym przyjęte wartości ciśnień  $p_x$  i  $X$  obliczone według teorii liniowej.

Założenia o liniowości charakterystyki przepływowej opora nie da się utrzymać dla bursliwych przepływów, które mają miejsce w stosowanym zakresie ciśnień. Charakterystyka ta jest nieliniowa i posiada kształt pokazany na rysunku 3 według [3]; przepływ przez opór zależy od spadku ciśnienia na oporze oraz od wartości ciśnień przed i za oporem, a charakterystykę przepływową opora w średnim zakresie ciśnień  $/20-100/\text{KN/m}^2$  opisuje nastę-



pujące równanie:

$$Q = U / A_1 \sqrt{\Delta p} + B \cdot \Delta p / (2C + p_1 + p_2) \quad (10)$$

gdzie:

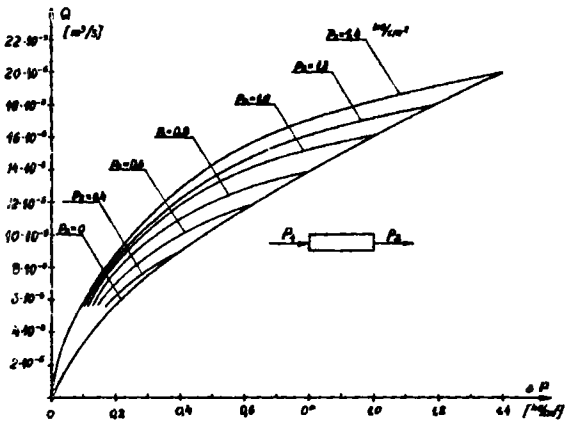
$p_1$  - ciśnienie przed oporem

$p_2$  - ciśnienie za oporem

$\Delta p$  - spadek ciśnienia na oporze /  $\Delta p = p_1 - p_2$

$U$  - przewodność pneumatyczna - przepływ przez dany opór przy ciśnieniu przed oporem  $p_1 = 100 \text{ KN/m}^2$  i ciśnieniu za oporem  $p_2 = 0 \text{ KN/m}^2$

$A, B, C$  - współczynniki doświadczalne



Rys.3. Charakterystyka przepływowa oporu pneumatycznego

Dla określenia współczynników  $A, B, C$  wprowadza się dwie charakterystyczne wartości przepływów przez opór

$Q_a$  - przepływ dla  $p_1 = 50 \text{ KN/m}^2$  i  $p_2 = 0 \text{ KN/m}^2$

$Q_b$  - przepływ dla  $p_1 = 100 \text{ KN/m}^2$  i  $p_2 = 50 \text{ KN/m}^2$

Przyjmując oznaczenia

$$a = \frac{Q_a}{U} \quad \text{i} \quad b = \frac{Q_b}{U} \quad (11)$$

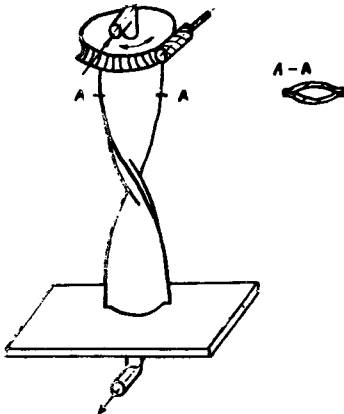
Współczynniki A, B, C określa się z następujących wzorów:

$$C = \frac{75 - 25 \left( \frac{b}{a} \right)^2}{\left( \frac{b}{a} \right)^2 - 1} \quad (12)$$

$$B = 0,0342 \left( \frac{1}{\sqrt{200 + 2C}} - \frac{a}{\sqrt{25 + C}} \right)$$

$$A = \frac{1}{10\sqrt{100 + 2C}} - 10 B$$

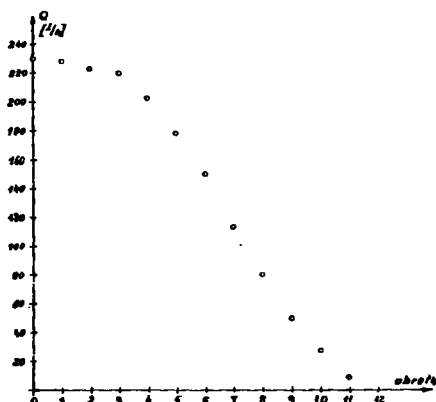
Do budowy przetwornika według rysunku 2 użyto oporów nastawnych typu "rurka skrętna", produkowanych przez PAP - Falenica. Opor taki, pokazany na rysunku 4 umożliwia płynną zmianę przepływu w dość szerokim zakresie. Typową zależność między przewodnością pneumatyczną a skręceniem rurki oporu zmiennego mierzonym w obrotach, pokazuje rysunek 5.



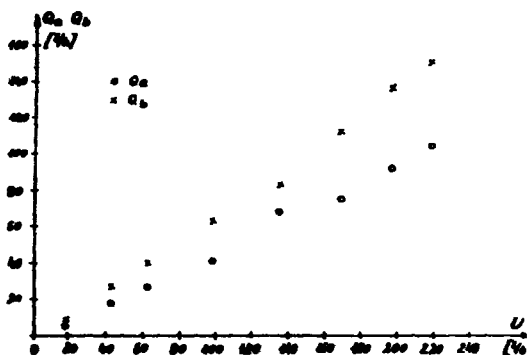
Rys.4. Opor nastawny typu rurka skrętna

Wraz ze zmianą przewodności zmieniają się także wartości  $Q_a$  i  $Q_b$ , jak to pokazano na rysunku 6.

Wartości oporów w poszczególnych



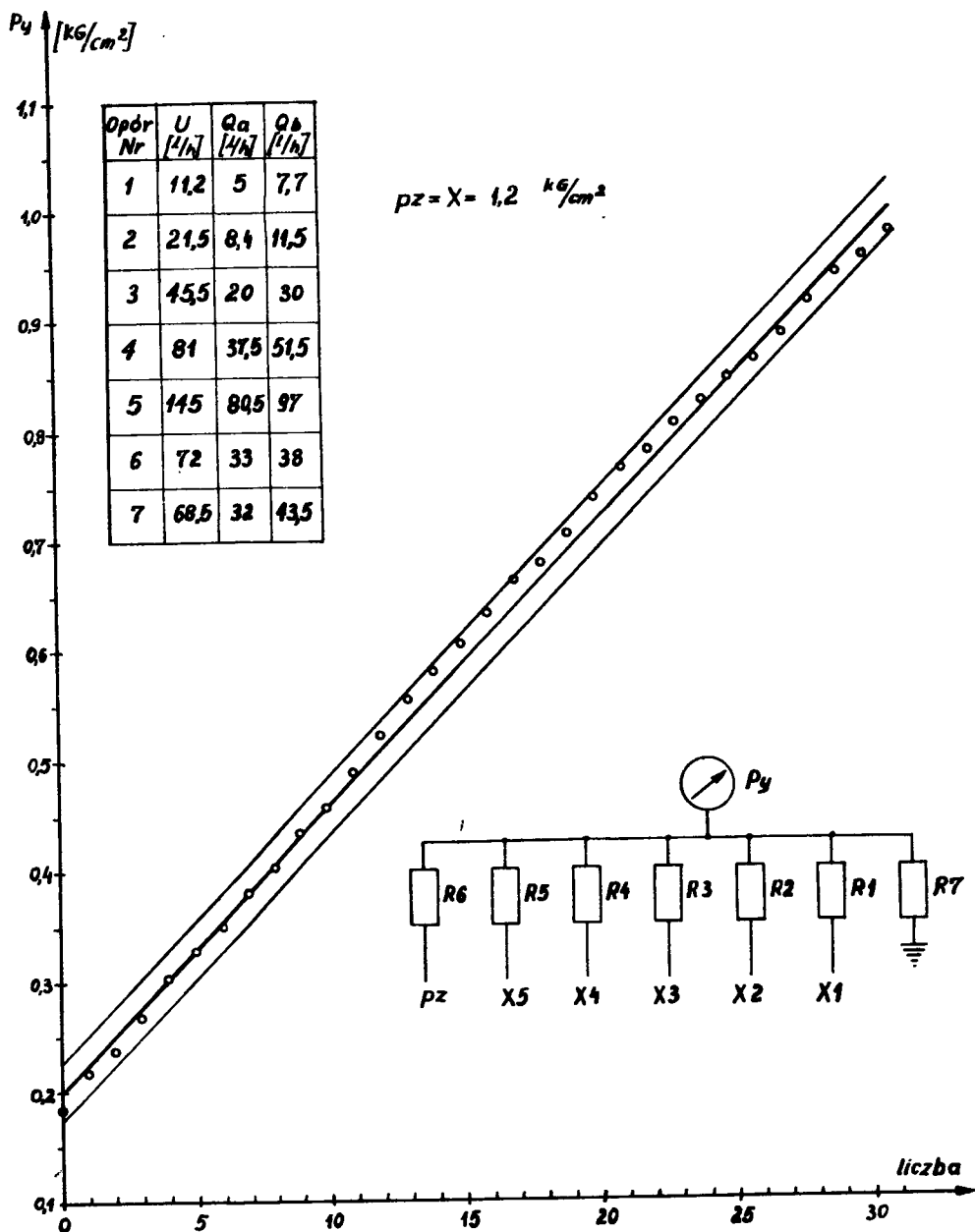
Rys. 5. Zależność przewodności oporu skrętnego od kąta skręcania



Rys. 6. Zależność przepływów  $Q_a$  i  $Q_b$  od przewodności oporu skrętnego

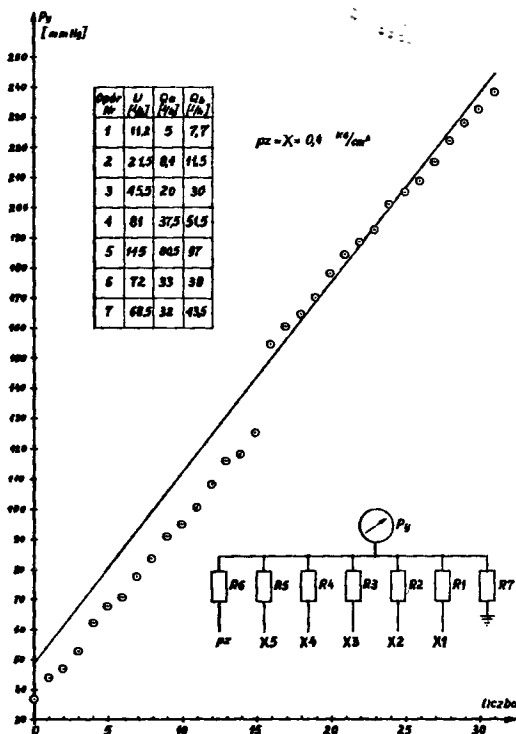
gałęziach dobierano doświadczalnie, tak aby zapewnić liniowy przebieg charakterystyki statycznej przetwornika. W celu umożliwienia porównywalności doświadczeń dla każdego oporu pomierzono wartości  $U$ ,  $Q_a$  i  $Q_b$ .

Uzyskaną charakterystykę statyczną pokazano na rysunku 7, na którym zaznaczono także charakterystykę idealną oraz pole tolerancji wyznaczające błąd równy wartości jednej dziesiątki elementarnej  $\pm \frac{\text{zakres zmian } P_y}{2^{n-1}}$ .



Rys.7. Charakterystyka statyczna przetwornika drabinkowego przy ciśnieniu zasilania  $p_z = 1,2 \text{ kg/cm}^2$

W celu przeanalizowania wpływu zmian wartości ciśnienia zasilania na charakterystykę statyczną przetwornika opracowanego dla ciśnienia zasilania  $X = p_g = 120 \text{ KN/m}^2 / 1,2 \text{ atn/}$ , podano na jego wejścia  $X = p_g = 40 \text{ KN/m}^2$  oraz  $X = p_g = 1,8 \text{ KN/m}^2$ . Odpowiednie charakterystyki statyczne pokazano na rysunku 8 i 9, a wartości zmierzonych ciśnień w tabelicy 1.

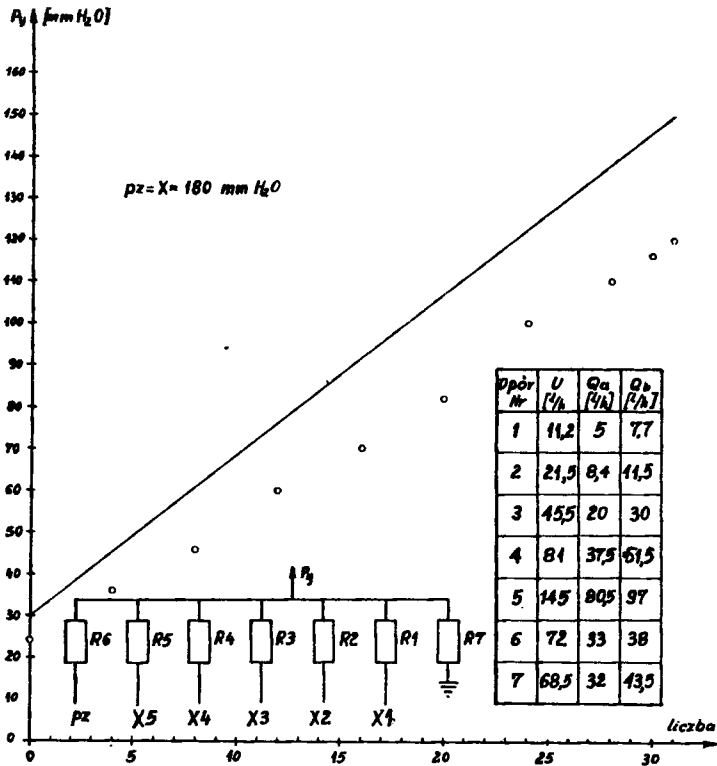


Rys.8. Charakterystyka statyczna przetwornika drabinkowego przy zmianie ciśnienia zasilania z 1,2 atn na 0,4 atn.

Tablica 1

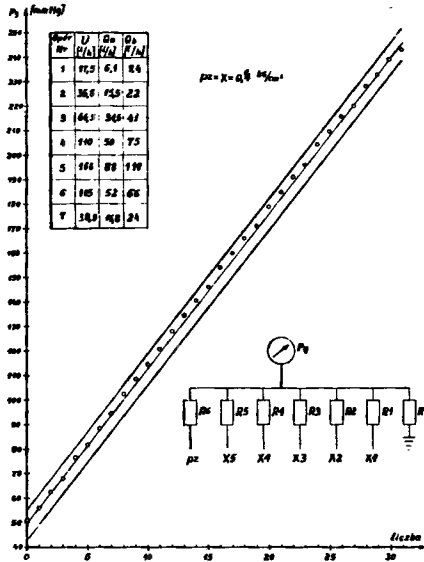
Wartości ciśnienia wyjściowego dla modelu przetwornika drabinkowego pięciowejściowego

Lp	X1	X2	X3	X4	X5	$P_y [kg/cm^2]$	blad[%]
0	0	0	0	0	0	0,15	-1,875
1	1	0	0	0	0	0,210	-0,875
2	0	1	0	0	0	0,237	-1,825
3	1	1	0	0	0	0,268	-1,175
4	0	0	1	0	0	0,305	-0,025
5	1	0	1	0	0	0,322	-0,875
6	0	1	1	0	0	0,350	-0,600
7	1	1	1	0	0	0,381	+0,050
8	0	0	0	1	0	0,403	-0,438
9	1	0	0	1	0	0,435	+0,338
10	0	1	0	1	0	0,457	-0,138
11	1	1	0	1	0	0,490	+0,763
12	0	0	1	1	0	0,523	+1,663
13	1	0	1	1	0	0,555	+2,418
14	0	1	1	1	0	0,580	+2,338
15	1	1	1	1	0	0,605	+2,238
16	0	0	0	0	1	0,632	+2,368
17	1	0	0	0	1	0,663	+3,038
18	0	1	0	0	1	0,678	+1,668
19	1	1	0	0	1	0,705	+1,838
20	0	0	1	0	1	0,738	+2,738
21	1	0	1	0	1	0,765	+2,838
22	0	1	1	0	1	0,781	+1,663
23	1	1	1	0	1	0,805	+1,375
24	0	0	0	1	1	0,825	+0,700
25	1	0	0	1	1	0,845	-0,025
26	0	1	0	1	1	0,862	-1,125
27	1	1	0	1	1	0,885	-1,475
28	0	0	1	1	1	0,915	-0,950
29	1	0	1	1	1	0,940	-1,050
30	0	1	1	1	1	0,955	-2,400
31	1	1	1	1	1	0,978	-2,750

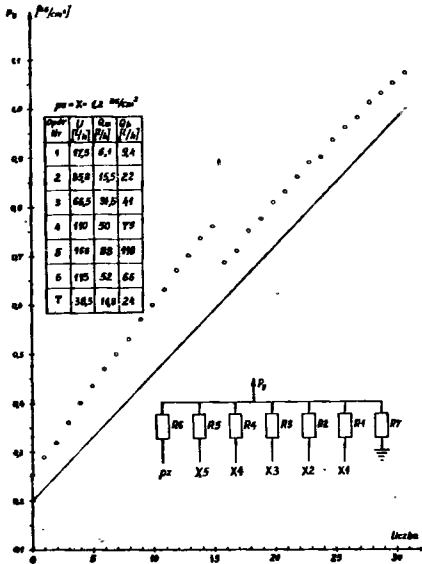


Rys.9. Charakterystyka statyczna przetwornika drabinkowego przy zmianie ciśnienia zasilania z 1,2 atn na 180 mm H<sub>2</sub>O

Podobne do opisanego powyżej, postępowanie przeprowadzono dla przetwornika C/A, w którym opory dobrano przyjmując ciśnienie zasilania równe 40 KN/m<sup>2</sup> /0,4 atn/. Przykładowe charakterystyki statyczne pokazano na rysunkach 10 i 11, a wartości zmierzonych ciśnień w tabelicy 2.



Rys.10. Charakterystyka statyczna przetwornika drabinkowego przy ciśnieniu zasilania  $p_x = 0,4 \text{ kg/cm}^2$



Rys.11. Charakterystyka statyczna przetwornika cyfrowo-analogowego dla ciśnienia zasilania 0,4 atm po doprowadzeniu na jego wejścia ciśnienia 1,2 atm



Tablica 2

Wartości ciśnienia wyjściowego dla modelu przetwornika  
drabinkowego pięciowejściowego

Lp	X1	X2	X3	X4	X5	$P_y$ [mmHg]	$bt_{qd}$ [%]
0	0	0	0	0	0	51,0	+1,020
1	1	0	0	0	0	56,0	+0,306
2	0	1	0	0	0	62,5	+0,408
3	1	1	0	0	0	68,0	0
4	0	0	1	0	0	76,5	+1,122
5	1	0	1	0	0	82,0	+0,663
6	0	1	1	0	0	88,5	+0,765
7	1	1	1	0	0	94,5	+0,612
8	0	0	0	1	0	102,5	+1,479
9	1	0	0	1	0	108,5	+1,275
10	0	1	0	1	0	114,5	+1,122
11	1	1	0	1	0	120,5	+0,969
12	0	0	1	1	0	128,0	+1,551
13	1	0	1	1	0	134,5	+1,633
14	0	1	1	1	0	140,5	+1,480
15	1	1	1	1	0	146,0	+1,071
16	0	0	0	0	1	154,0	+1,888
17	1	0	0	0	1	160,0	+1,735
18	0	1	0	0	1	166,0	+1,582
19	1	1	0	0	1	171,0	+0,918
20	0	0	1	0	1	179,0	+1,735
21	1	0	1	0	1	185,0	+1,582
22	0	1	1	0	1	191,0	+1,429
23	1	1	1	0	1	196,0	+0,714
24	0	0	0	1	1	204,5	+1,836
25	1	0	0	1	1	209,5	+1,174
26	0	1	0	1	1	215,5	+1,020
27	1	1	0	1	1	220,0	+0,051
28	0	0	1	1	1	228,0	+0,918
29	1	0	1	1	1	233,0	+0,255
30	0	1	1	1	1	239,0	+0,102
31	1	1	1	1	1	243,0	-1,020

#### 4. Wnioski

Wynikiem przedstawionej pracy jest stwierdzenie możliwości realizacji dławieniowego przetwornika C/A o liniowej charakterystyce statycznej w takim zakresie ciśnień, w którym charakterystyki przepływowe oporów są nieliniowe. Możliwe jest więc wykonywanie operacji matematycznych liniowych w pneumatycznych układach kaskadowych także i w zakresie średniociśnieniowych/ w opisanym przypadku miało miejsce sumowanie przepływów/.

Należy zaznaczyć, że wartości oporów zapewniające uzyskanie liniowości ustalono doświadczalnie i w związku z tym proces doboru jest stosunkowo długotrwały.

Następnym etapem pracy winno być opracowanie metody analitycznej lub analityczno-doświadczalnej np. w oparciu o wzór (10). Pozwoli to na wstępny dobór wartości oporności i umożliwi zastosowanie mniejszych gabarytowo oporów stałych.

Wadami proponowanego rozwiązania przetwornika jest jego wrażliwość na wahania ciśnienia zasilania /z uwagi na bierny charakter pracy/, co powoduje konieczność dokładnej stabilizacji ciśnienia zasilania.

Niezaprzeczalą zaletą jest brak części ruchomych, co znacznie zwiększa niezawodność urządzenia oraz możliwość realizacji charakterystyk liniowych w stosunkowo prosty sposób.

## Literatura

1. Kamiński L.M. - Zastosowanie metody trzypunktowej do wyznaczenia własności statycznych pneumatycznych kaskad proporcjonalnych - Pomiar, Automatyka, Kontrola 7/1966.
2. Kamiński L.M., Golik A., Smoleński J.: Pneumatyczny, kaskadowy przetwornik cyfrowo-analogowy - Prace VI Krajowej Konferencji Automatyki Tom II, Poznań 1974r.
3. Pneumatyczny strumieniowy przetwornik cyfrowo-analogowy, cz.I opracowanie wykonane w Zespole Termodynamiki i Energetyki Ciepłej, ATR Bydgoszcz, 1974 r. /niepublikowane/.
4. Zalmanzon L.A.: Teoria elementów stosowanych w technice strumieniowej. Warszawa, WNT 1971 r.

ANALYSIS OF UTILIZATION POSSIBILITIES OF NON-LINEAR PNEUMATIC RESISTANCES FOR ANALOG-TO-DIGITAL CONVERTER CONSTRUCTION WITH LINEAR STATICAL CHARACTERISTICS

## Summary

This paper treats of an analog-to-digital converter construction, based on a pressure divider scheme, the so called "resistance rack". The converter has been made of resistance control elements of "torsional pipe" type. Statical characteristics, experimentally obtained, have been presented as well as the influence of changes of feeding pressure values upon the statical characteristics has been examined.

There has been suggested to use the presented in [1] model of mathematical flow through resistance to analytical selection of pneumatic conductivity in various converter branches.

АНАЛИЗ ВОЗМОЖНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НЕЛИНЕЙНЫХ  
ПНЕВМАТИЧЕСКИХ СОПРОТИВЛЕНИЙ ДЛЯ СТРОЕНИЯ  
ЦИФРОВО - АНАЛОГОВОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ  
С ЛИНЕЙНОЙ СТАТИЧЕСКОЙ ХАРАКТЕРИСТИКОЙ

Резюме

В работе рассмотрен опытный метод строения цифрово - аналогового преобразователя опираясь на схему делителя давления т.н. "резистивной лестницы". Преобразователь выполнен из регулируемых резистивных элементов типа "крутильная трубка". Представлены, полученные в результате опытов, статические характеристики и рассмотрено влияние изменения величины питания давлений на статическую характеристику преобразователя.

Предложено использование представленной в [1] математической модели протекания через сопротивление до аналитического отбора пневматических проходимостей в отдельных ветвях преобразователя.



Wojciech Kałużny

BADANIA ZUŻYCIA OSTRZA Z WĘGLIKÓW SPIEKANYCH  
PRZY TOCZENIU ROWKÓW W STOPACH ALUMINIUM

W artykule przedstawiono wyniki badań stępienia ostrza przy wcinaniu rowków w stopach aluminium: AK 12-T<sub>1</sub>, AK 9, PA 4N i PA 4N-T.

Na podstawie badań opracowano zależności statyczno-doświadczalne typu  $V_T = f(T, S, P)$ .

## 1. Wstęp

W wytwarzaniu wykonywanych ze stopów aluminium części maszyn i urządzeń, nadal ważną rolę spełnia obróbka skrawaniem.

W warunkach produkcji o charakterze wielkoseryjnym lub masowym istotne zagadnienie stanowi dobór warunków skrawania, zapewniających uzyskanie odpowiedniej wartości okresu trwałości ostrza narzędzia przy równoczesnym spełnieniu wymagań dotyczących chropowatości obrobionych powierzchni i dokładności obróbki. Spełnienie tych warunków sprawia dość znaczne trudności przy wcinaniu rowków w stopach aluminium.

W literaturze technicznej istnieje duża ilość opracowań dotyczących badań stępienia ostrza, lecz dotyczą one toczenia wzdłużnego stopów aluminium. Brak opracowań, ułatwiających dobór warunków skrawania przy poprzecznym toczeniu wcinającym, powoduje konieczność przeprowadzania pracochłonnych i kosztownych prób na etapie uruchamiania nowej produkcji w celu określenia korzystnych warunków skrawania z punktu widzenia uzyskiwanych efektów technologiczno-ekonomicznych. Ze względu na dużą materiałochłonność i czasochłonność najbardziej kłopotliwe są badania okresu trwałości ostrza.

Z tego względu w niniejszym artykule przedstawiono wyniki badań okresu trwałości ostrza i na podstawie wyprowadzono zależności statystyczno-doświadczałne na okresową szybkość skrawania dla wybranych gatunków stopów aluminium, w których często jest wykonywany zabieg wcinania rowków.

## 2. Opis stanowiska badawczego, materiału do badań i narzędzi skrawających

### 2.1. Opis stanowiska badawczego

Badania wcinania rowków przeprowadzono na tokarce uniwersalnej typu TUD 50. Tokarka ta posiada 21 stopni prędkości obrotowych wrzeczona w zakresie 45 - 1800 obr/min oraz 18 stopni prędkości posuwu suportu poprzecznego w zakresie 0,04-0,47 mm/obr.

Badania dokładności obrabiarki wykazały, że odczytki nie przekraczają wymagań określonych w PN-67/M-55651. Błędy efektywnych wartości prędkości obrotowych wrzeciona /PN-61/M-03150/były również mniejsze od błędów dopuszczalnych.

W skład stanowiska badawczego wchodziła następująca aparatura i przyrządy pomiarowe:

- profilografometr typu ME 10, stosowany do pomiarów chropowatości obrobionych powierzchni oraz do pomiarów chropowatości i promienia zaokrąglenia krawędzi skrawających ostrza;
- duży mikroskop warsztatowy MWD produkcji PZO o elementarnej działce pomiarowej 0,01 mm. Mikroskop był stosowany do pomiarów stępienia ostrza.

## 2.2. Materiał do badań

Badania przeprowadzono przy wcinaniu rowków w odlewniczych stopach aluminium /PN-70/H-88027/ i w stopach aluminium do przeróbki plastycznej /PN-68/H-88026/.

Z grupy stopów odlewniczych wytypowano do badań stop AK12-T<sub>1</sub> utwardzany dyspersyjnie. Stop ten jest szeroko stosowany do produkcji tłoków silników spalinowych i należy do grupy stopów zaliczanych do materiałów powodujących znaczne zużycie ostrza skrawającego z uwagi na wysoką zawartość krzemu [5,7,8].

Dla porównania przyjęto odlewniczy stop aluminium gatunku AK 9. Stop ten jest stosowany na odlewy korpusów i posiada nie-



znacznie mniejszą zawartość krzemu.

Spośród stopów do przeróbki plastycznej wytypowano stop PA4N w stanie miękkim oraz stop PA4N - T w stanie utwardzonym dyspersyjnie.

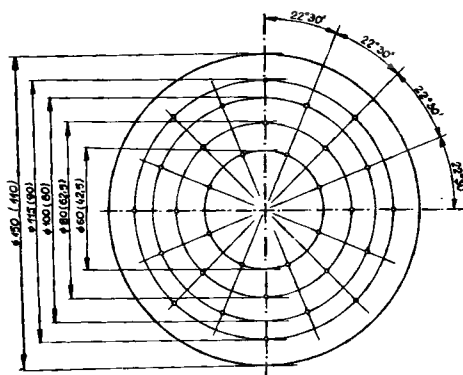
Próbki z badanych stopów odlewniczych były wykonane w postaci odlewów kokilowych wałków: AK12 - T<sub>1</sub>  $\varnothing$  120 x 250 oraz AK9  $\varnothing$  150 x 250, przy czym były skórowane dla wyeliminowania wpływu zewnętrznej skorupy materiału odpowiednio na średnicę :  $\varnothing$  110 i  $\varnothing$  140 mm.

Próbki ze stopów do przeróbki plastycznej były wykonane w postaci prętów wyciskanych  $\varnothing$  150, po czym cięte na odcinki o długości 250 mm i skórowane na średnicę  $\varnothing$  140 mm w celu wyeliminowania stekstrowania, występującego w warstwie przypowierzchniowej materiału.

Wszystkie próbki z danego gatunku materiału pochodziły z jednego wytopu i posiadały skład chemiczny przedstawiony w tabelicy 1 /ważniejsze składniki/. W tabelicy podano również twardość badanych materiałów, mierzoną w sposób podany na rysunku 1.

Tablica 1  
Skład chemiczny i twardość badanych gatunków stopów

Gatunek stopu	Zawartość składnika stopowego [%]						Twardość [HB]
	Si	Cu	Mg	Mn	Ni	Fe	
AK12-T <sub>1</sub>	13,1	1,33	1,40	—	1,15	0,40	104,5
AK9	9,3	—	0,23	0,40	—	—	55,0
PA4N	1,0	—	1,20	0,70	—	—	60,0
PA4N-T							40,3



Rys.1. Rozkład punktów pomiarowych na próbce do pomiaru twardości materiału

Średnia zawartość składników stopowych w poszczególnych badanych próbkach odpowiada dopuszczalnej zawartości według PN.

Do badań dopuszczono te próbki, które po skórowaniu nie wykazały wad odlewniczych lub innych wad materiałowych oraz nie posiadały widocznych wtrąceń ciał obcych.

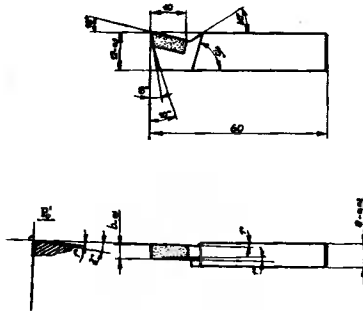
Próbki ze stopu AK12 - T<sub>1</sub> posiadały twardość zawartą w granicach  $105^{+10}_{-5}$  HB, natomiast próbki z AK9 w granicach  $55^{+5}$  HB.

W trakcie badań próbki mocowano w trzyszczękowym uchwycie samocentrującym i podpierano z konika kołem obrotowym. W celu wyeliminowania błędów ustalania próbki, przetaczano je przed próbami wcinania, stosując głębokość skrawania 0,2-0,25 mm.

### 2.3. Narzędzia do badań

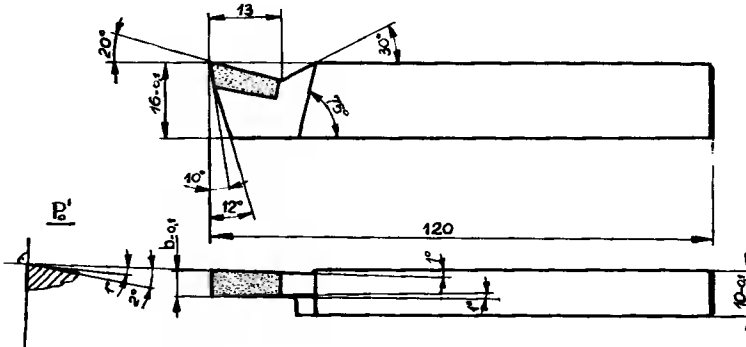
Próby przeprowadzono przy użyciu noży z ostrzami z węglików spiekanych gatunku H 10, zalecanego jako materiał narzędziowy do obróbki stopów aluminium. Do wcinania rowków w stopach odlewni -

czych stosowano noże oprawkowe, przedstawione na rysunku 2. Geometrię ostrza dobrano na podstawie zaleceń literaturowych [1,2,4].



Rys.2. Noże do wcinania rowków w odlewniczych stopach aluminium

Do badań stopów do przeróbki plastycznej stosowano noże o konstrukcji przedstawionej na rysunku 3. Powierzchnia ostrzy by-



Rys.3. Noże do wcinania rowków w stopach do przeróbki plastycznej

ły dotarte na ostrzarcze Aghaton - 175 przy użyciu ściernicy diamentowej o osnowie metalicznej i ściernicy o osnowie bakelitowej. Chropowatość powierzchni ostrza określona parametrem  $R_a$  po

docieraniu odpowiadała 0,08-0,12  $\mu\text{m}$ . Tolerancję wykonania kątów  $\alpha'_0$  i  $\beta'_0$  ostrza przyjęto  $\pm 0^\circ 10'$  oraz pozostałych kątów  $\pm 0^\circ 30'$ .

Do badań dopuszczono te noże, których ostrza nie posiadały przypaleń szlifierskich, głębszych rys i wykruszeń krawędzi skrawających.

### 3. Opracowanie wyników badań

Przed przystąpieniem do wyprowadzenia zależności statystyczno-świadczalnych, przeprowadzono próby nad określeniem dopuszczalnej wartości stępienia ostrza przy wcinaniu rowków w wybranych gatunkach stali.

Kryterium stępienia ostrza stanowił gwałtowny wzrost chropowatości powierzchni bocznej ścianki rowków, istotny w porównaniu z chropowatością powierzchni w próbce, poprzedzającej próbę rozpatrywania.

Analizę istotności różnic wartości średnich arytmetycznych chropowatości, określanych na podstawie 32 pomiarów, przeprowadzono testem "t" :

$$t = \frac{|\bar{x}_2 - \bar{x}_1|}{s \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}} \quad (1)$$

przy czym

$$s^2 = \frac{\sum (x_{1i} - \bar{x}_1)^2 + \sum (x_{2i} - \bar{x}_2)^2}{n_1 + n_2 - 2} \quad (2)$$

Jeżeli obliczona wartość  $t > t_{oc}$ , wyznaczonej z tablic [9], to przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,001$  nie ma podstaw do odrzucenia hipotezy o istotności różnic porównywanych wartości.

Uzyskanym wartościom średnim parametru  $R_a$  chropowatości przypisano przedziały ufności, obliczane przy założonym poziomie istotności  $\alpha = 0,05$ .

Zależności statystycznie - doświadczalne na wartość okresowej szybkości skrawania wyprowadzono w oparciu o uproszczoną metodę W.A.Kriwouchowa [6]. Niezbędne obliczenia wykonano na emc Odra 1204 według programu obliczeniowego, aproksymującego dane doświadczalne metodą najmniejszych kwadratów.

Na podstawie obliczeń otrzymano wartość współczynników do wzoru o postaci:

$$V_T = \frac{C_v}{T^m \cdot g^{ev} \cdot p^{uv}} \quad (3)$$

W badaniach określano też średnią intensywność stępienia ostrza:

$$i_s = \frac{\Delta h_p}{\Delta \tau} = \frac{h_{p2} - h_{p1}}{\tau_2 - \tau_1} \quad [\mu\text{m/s}] \quad (4)$$

Wartość  $h_{p1}$  i  $h_{p2}$  określano w obszarze ustabilizowanego wzrostu stępienia ostrza, przy minimalnym przyroście czasu skrawania

= 6 min.

## 4. Badania

Kryterium stępienia ostrza określono dla grupy odlewicznych stopów aluminium i stopów do przeróbki plastycznej.

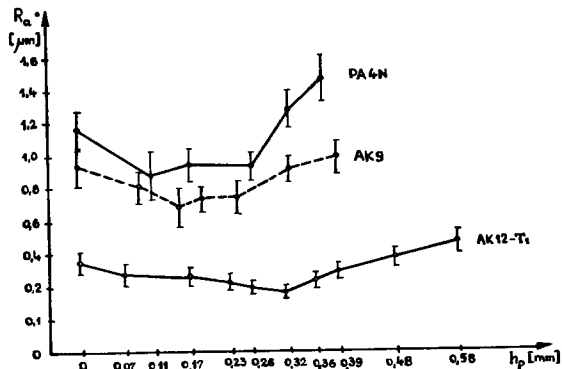
Spośród badanych gatunków stopów, próby przeprowadzono dla stopów AK12-T<sub>1</sub> i PA4N, wykazujących najbardziej charakterystyczne cechy skrawalności w poszczególnych grupach stopów aluminium.

Stępienie ostrza i wpływ stępienia na chropowatość powierzchni rowka mierzono co 180 sekund, przy następujących wartościach parametrów skrawania:

- dla stopu AK12-T<sub>1</sub>:  $v=2,47$  m/s,  $g=5,5$  mm,  $p=0,065$  mm/obr.
- dla stopu PA4N i AK9,  $v=4,64$  m/s,  $g=3$  mm,  $p=0,065$  mm/obr.

Próby te, podobnie jak całość badań wykonano w środowisku skrawania alumol 10 %.

Wyniki badań wpływu stępienia  $h_p$  ostrza na wartość parametru  $R_a$  chropowatości powierzchni rowka przedstawiono na rysunku 4. Z wykresów wynika, że po przekroczeniu wartości  $h_p = 0,25$  mm przy wcinaniu rowków w stopie PA4N występuje wyraźna tendencja



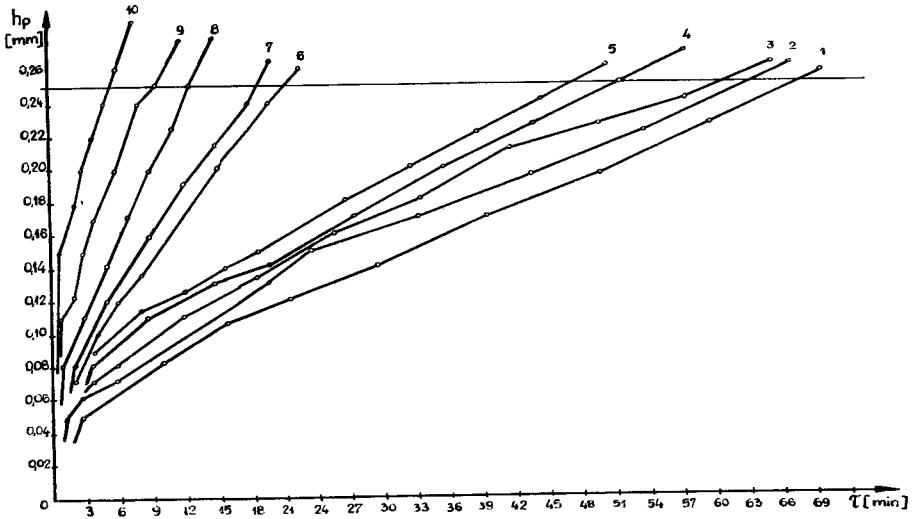
Rys.4. Wykres zmian chropowatości  $R_a$  powierzchni bocznej rowka w zależności od stępienia ostrza

do wzrostu chropowatości powierzchni rowka, przy czym wzrost ten jest istotny w stosunku do wartości uzyskiwanej przy  $h_p = 0,32$  mm /  $t=5,143$   $\gamma_{\xi}=3,460/$ . Podobny charakter zmian chropowatości występuje przy wcinaniu w stopie AK 9. Z tego względu przyjęto kryterium stępienia ostrza  $h_p = 0,25$  mm przy wcinaniu rowków w stopie do przeróbki plastycznej PA4N.

W stopie odlewniczym systematyczna tendencja do wzrostu chropowatości powierzchni występuje po osiągnięciu stępienia  $h_p = 0,32$  mm. Ponieważ stop AK12-T<sub>1</sub> stosowany jest w produkcji tłoków, w których obowiązuje wartość tolerancji wykonania szerokości rowka 25  $\mu$ m, wartość dopuszczalnego stępienia ograniczono do  $h_p = 0,25$  mm, przy którym następuje przekroczenie dolnego wymiaru granicznego szerokości rowka.

Dla przyjętych wartości  $h_p = 0,25$  um stępienia przy wcinaniu rowków w odlewniczych stopach aluminium i w stopach aluminium do przeróbki plastycznej, przeprowadzono badania trwałości ostrza, przy czym wyznaczano je na podstawie krzywych wzrostu stępienia ostrza w funkcji czasu skrawania. Na rysunku 5 przedstawiono przebieg krzywych stępienia ostrza ze zmianą wartości parametrów skrawania.

Zestawienie wartości parametrów skrawania i uzyskiwanych przy nich wartościach okresu trwałości ostrza zawiera tabela 2.



Rys.5. Krzywe stępienia ostrza przy zmiennych parametrach skrawania podczas wcinania rowków w stopie AK12-T<sub>1</sub>

Tablica 2

Zestawienie okresów trwałości ostrza uzyskanych przy wcinaniu stopu AK12-T<sub>1</sub>

Nr próbny	$v$	$g$	$s_{\text{str}}^{\text{str}}$ $p$	$q_{\text{str}}^{\text{str}}$ $T$
	m/s	mm	mm/obr	min
1	1,23	3,5	0,120	64,0
2	1,54	3,5	0,040	68,0
3	1,54	3,5	0,065	62,0
4	1,54	3,5	0,085	52,0
5	1,54	3,5	0,120	48,0
6	1,95	3,5	0,065	22,0
7	1,95	3,5	0,065	19,0
8	2,47	3,5	0,040	12,5
9	2,47	3,5	0,065	9,5
10	3,08	3,5	0,040	5,5



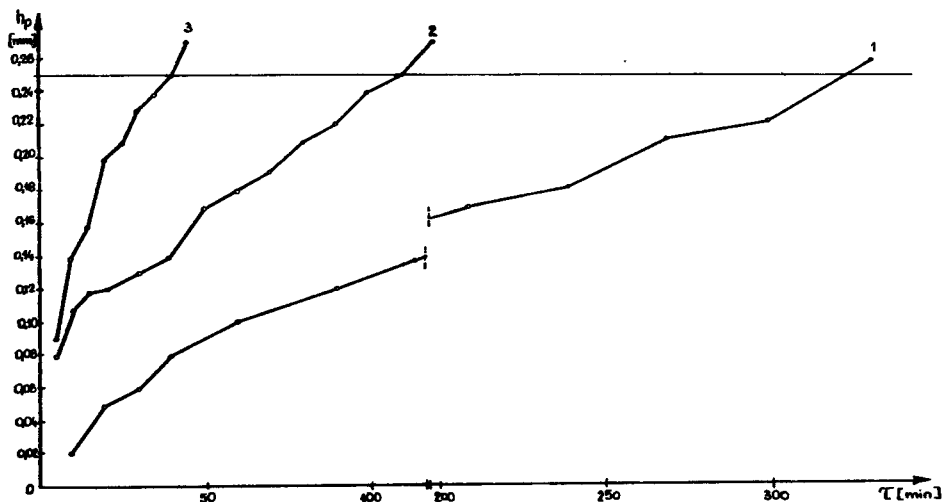
Na podstawie wartości okresów trwałości ostrza otrzymano następującą zależność na wartość okresowej szybkości skrawania przy wcinaniu rowków w stopie AK12-T<sub>1</sub>:

$$V_T = \frac{3,55}{T^{0,26} \cdot p^{0,12}} \text{ m/s} \quad (5)$$

Ze względu na mało istotny wpływ głębokości skrawania  $/e_v = 0,02/$ , wielkość tę pominięto we wzorze.

Ze względu na dogodność w praktycznym stosowaniu wzorów, wartość T okresu trwałości ostrza przyjęto określać w minutach.

Na rysunku 6 i w tablicy 3 przedstawiono wyniki badań okresu trwałości ostrza przy wcinaniu rowków w odlewniczym stopie AK 9. Ze względu na dużą materiałochłonność próby ograniczono do



Rys.6. Krzywe stopienia ostrza wyznaczone dla określenia współczynnika poprawkowego dla stopu AK9

trzech, przeprowadzanych przy dużych wartościach szybkości skrawania.

Tablica 3

Zestawienie okresów trwałości ostrza dla badań porównawczych stopu AK9

Numer próby		1	2	3
$v$	m/s	7,32	9,16	11,7
$g$	mm	3,5	3,5	3,5
$p$	mm/obr	0,040	0,065	0,085
$T$	min	320	110	40

Z porównania ze stopem AK12-T<sub>1</sub> wynika, że w takich samych warunkach skrawania przy wcinaniu rowków w stopie AK9 uzyskuje się około 7 razy wyższe wartości okresowej szybkości skrawania.

Przeprowadzona jedna próba wcinania w stopie PA4N przy :  
 $v = 11,7$  m/s,  $g = 3$  mm,  $p = 0,085$  mm/obr, wykazała intensywność stępienia ostrza  $i_s = 0,002$   $\mu\text{m/s}$ , wobec  $i_s = 0,5$   $\mu\text{m/s}$  przy wcinaniu w stopie AK12-T<sub>1</sub> z szybkością skrawania  $v = 3,08$  m/s. Oznacza to, że zagadnienie stępienia ostrza przy obróbce stopu PA4N ostrzem z węglików spiekanych nie posiada praktycznie większego znaczenia. Orientacyjną zależność okresowej szybkości skrawania można oprzeć na wynikach badań [3] przy toczeniu wzdłużnym stopu PA4N:

$$V_T = 1584,4 \cdot T^{0,80} \cdot g^{0,07} \cdot p^{0,12} \text{ [m/s]} \quad (6)$$

Ponieważ identyczne przebiegi stępienia ostrza uzyskuje się przy wcinaniu w stopie PA4N-T, przedstawiony wzór (6) można też stosować dla tego stopu.

## 5. Wnioski

Przeprowadzone badania okresu trwałości ostrza narzędzia przy wcinaniu rowków w różnych gatunkach stopów aluminium wykazują znaczne zróżnicowanie skrawalności w zależności od własności fizykalno-mechanicznych obrabianego materiału.

1. Przy wcinaniu rowków w stopie aluminium dopuszczalne stępie - nie ostrza przy kryterium zmian chropowatości obrabianych powierzchni bocznych ścianek rowka jest równa:

$$h_p = 0,50 \text{ mm przy wcinaniu rowków w stopie AK12-T}_1,$$

$$h_f = 0,25 \text{ mm przy wcinaniu rowków stopie PA4N, AK i PA4N-T.}$$

2. Kryterium stępienia oparte na zmianach chropowatości obrabianej powierzchni obowiązuje jedynie w przypadku występowania większych wartości tolerancji wymiaru szerokości rowka. Zmiana szerokości rowka powodująca przekroczenie granicznej wartości może decydować o dopuszczalnej wartości stępienia ostrza.
3. Ze względu na znaczną wartość intensywności stępienia ostrza przy wcinaniu stopu AK12-T<sub>1</sub> i przeznaczenia tego materiału, ważne zagadnienie stanowi dobór okresowej szybkości skrawania. W tym celu należy korzystać z wyprowadzonej zależności

statystyczno-doświadczalnej /5/.

4. W stopach do przeróbki plastycznej w zakresie możliwych do uzyskania w przeciętnych warunkach szybkości skrawania uzyskuje się bardzo duże wartości okresu trwałości ostrza. Orientacyjną wartość okresowej szybkości skrawania można zatem określić w oparciu o zależność /6/, wyprowadzoną dla toczenia wzdłużnego.
5. Uzyskane wyniki badań wykazują bezpodstawność stosowanego przez niektórych autorów [5,7] podziału skrawalności stopów aluminium na grupy, różniące się zawartością krzemu w skądzie stopu.
6. Znaczne zróżnicowanie skrawalności stopów aluminium w kryterium zużycia ostrza, wskazuje na celowość kontynuowania badań skrawalności stopów aluminium.

#### Literatura

1. Feld M., Kałużny W.: Badanie wpływu kątów ostrza na jego zużycie i na wyniki obróbki w operacji wcinania rowków w odlewicznym stopie alumiowym AK12. Bydgoskie Towarzystwo Naukowe. Prace Wydziału Nauk Technicznych. Seria B nr 5. Bydgoszcz 1974.
2. Feld M., Kałużny W.: Wybrane aspekty przecinania na tokarkach prętów ze stopów aluminium do przeróbki plastycznej. Akademia Techniczno-Rolnicza w Bydgoszczy. Zeszyt Naukowy Nr 19



Bydgoszcz 1975.

3. Feld M., Rozwadowski W.: Wyznaczanie zależności  $V=f(T, p, g)$ /przytoczeniu stopu alumiowego do przeróbki plastycznej PA4. Bydgoskie Towarzystwo Naukowe. Prace Wydziału Nauk Technicznych. Seria B nr 4. Bydgoszcz 1973.
4. Kardos A.: Relation between cutting force and tool form in turning of aluminium alloy. Period. Polytechn. Engng. nr 1.
5. Kramnik I.A.: Toczenie aluminiowych spławów. Trudy Komsomol - na Amure wiecz. politech.inst. nr 1, 1969.
6. Kriwouchow W.A.: Uskorieńnyj mietod nachożdzenia stoikostych i siłowych zawisimostiej dla sostawlenia normatiwow po rezimam rezanija. Stanki i Instrument. nr 6, 1960.
7. Latour A.: Skrawalność metdali i metody jej określenia. WNT, Warszawa 1962.
8. Sadowy M., Ohlenhauer W.: Schnittkräfte, Verschleiss und Standzeit beim Drehen einer Siliziumhaltigen Aluminium - legierung. Ein Beitrag zur Methodik des Zerspanungsversuches. Techn. Zbl. Prakt. Metalbearb, nr 6, 1970.
9. Volk W.: Statystyka stosowana dla inżynierów. WNT, Warszawa 1973.

USE EXAMINATION OF EDGE MADE OF SINTERING CARBIDES  
WHEN GROOVES BEING TURNED IN ALUMINIUM ALLOY

Summary

Examination results of edge dullness have been presented in this article during turning of grooves in aluminium alloys:

AK12-T<sub>1</sub>, AKg, PA4N and PA 4N-T.

On the grounds of investigations statical and experimental dependences of  $V_T = F/T, g, p/$  type have been worked out.

ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗНОСА КАРБИДНЫХ ЛЕЗВИЙ  
ПРИ ТОЧЕНИИ КАНАВОК В АЛЮМИНИЕВЫХ  
СПЛАВАХ

Резюме

В статье представлены результаты исследований затупления лезвий при врезании канавок в алюминиевых сплавах: АК 12-T<sub>1</sub>, АК 9, РА 4N и РА 4N - Т.

На основе исследований разработаны статическо-исследовательские зависимости типа  $V_T = f / T, g, p /$ .



Lech M. Kamiński  
Wiesław Olszewski

MODELOWANIE PNEUMATYCZNYCH UKŁADÓW STEROWANIA ZA POMOCĄ  
SYMULATORA ELEKTRONICZNEGO, NA PRZYKŁADZIE STEROWANIA  
AUTOMATEM TOKARSKIM

Omówiono urządzenie służące do modelowania pneumatycznych układów sterowania kombinacyjnych i sekwencyjnych oraz przykład syntezy układu sterowania automatem tokarskim.

## 1. Wstęp

Dużą pomocą przy projektowaniu sieci logicznych są symulatory /analizatory/ układów logicznych, których przeznaczenie jest następujące:

- sprawdzenie pracy projektowanego układu logicznego w warunkach laboratoryjnych i ewentualna korekta układu,
- sprawdzenie pracy układu sterującego obiektem,
- bezpośrednie sterowanie urządzeniami lub procesami technologicznymi w przypadku żądanej lub przewidywanej możliwości zmian wariantów programu sterowania.



## 2. Elektroniczny symulator pneumatycznych układów sterowania

Opracowany elektroniczny symulator pneumatycznych układów sterowania, ze względów funkcjonalnych można podzielić na następujące bloki:

- 1 zestaw pneumatycznych układów służących do bezpośredniej realizacji układu logicznego,
- 2 zestaw elementów wejściowych i wyjściowych pneumatycznych systemów sterowania.

Zastosowane w symulatorze elektroniczne analogi pneumatycznych elementów i układów logicznych takich jak: funktry NOR, suwakowe elementy dwupołożeniowe sterowane jedno i dwustronnie, siłowniki, generator impulsów prostokątnych i zawór pojedynczego impulsu - pozwalają na modelowanie układów sterowania obrabiarkami, prasami, młynami i innymi urządzeniami technologicznymi.

Do realizacji wyżej wymienionych elementów i układów zostały zastosowane mikroelektroniczne układy logiczne systemu "LOGISTER". Symulator zapewnia warunki poprawnego i szybkiego modelowania pneumatycznych układów sterowania kombinacyjnych i sekwencyjnych przy założeniu, że projektowany układ zawierać będzie maksymalnie:

24 funktry NOR

6 elementów suwakowych, czterodrogowych, dwupołożeniowych sterowanych dwustronnie

6 elementów suwakowych, czterodrogowych, dwupołożeniowych sterowanych jednostronnie

4 elementy suwakowe, trójdrogowe, dwupołożeniowe sterowane ręcznie

6 elementów wykonawczych /siłowników/

### 3. Przykład syntezy układu sterowania automatem tokarskim

#### 3.1. Sterowanie podajnikiem automatu tokarskiego

Zakładając, że układ steruje czterema siłownikami, można wyróżnić cztery czynności podajnika:

S-1 - podawanie przedmiotów nieobrobionych i odbieranie przedmiotów po obróbce

S-2 - mocowanie

S-3 - usuwanie obrobionych przedmiotów

S-4 - obróbka

Kolejność wysuwania i chowania tłoczysk poszczególnych siłowników przedstawia tablica 1 /stan układu określony jest przez położenie tłoczysk siłowników: 1 - tłoczysko wysunięte z cylindra, 0 - tłoczysko wciągnięte/.

Tablica 1

Kolejność pracy siłowników

Takty	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
S-1	2 <sup>0</sup>	0	0	1	1	0	0	0	1	1	0
S-2	2 <sup>1</sup>	0	0	0	1	1	1	1	1	0	0
S-3	2 <sup>2</sup>	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0
S-4	2 <sup>3</sup>	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0
nr		4	0	1	3	2	10	2	3	1	0

Na podstawie tablicy 1 zbudować można tablicę 2 kolejności łą-  
czeń, w której położenia do poszczególnych tłoczysk siłowni-  
ków określone są przez sygnały  $X_1$ ,  $X_2$ ,  $X_3$  i  $X_4$ , natomiast przez  
 $y_{1A}$ ,  $y_{2A}$ ..... oznaczone są sygnały sterujące rozdzielaczami dwu-  
położeniowymi sterowanymi dwustronnie.

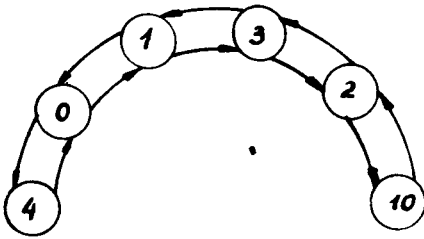
Tablica 2

Tablica kolejności łączy

Takty		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$X_1$	$2^0$	0	0	1	1	0	0	0	1	1	0
$X_2$	$2^1$	0	0	0	1	1	1	1	1	0	0
$X_3$	$2^2$	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0
$X_4$	$2^3$	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0
$y_{1A}$											
$y_{1B}$											
$y_{2A}$											
$y_{2B}$											
$y_{3A}$											
$y_{3B}$											
$y_{4A}$											
$y_{4B}$											
nr		4	0	1	3	2	10	2	3	1	0

Tablica 2 jest nierozwiązalna, ponieważ w trakcie jednego cyklu  
pracy układu powtarzają się takty o tych samych stopniach łączy-  
nia.

Nierozwiązalność tablicy 2 obrazuje graf na rysunku 1.



Rys.1. Graf odpowiadający tabeli 2

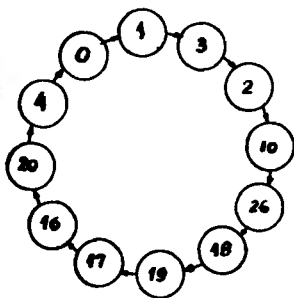
Aby otrzymać tablicę rozwiązalną, należy wprowadzić dodatkowy sygnał wejściowy elementu sprzężenia zwrotnego.

Analizując możliwość włączenia sygnału pochodzącego od elementu sprzężenia zwrotnego widać, że włączyć go można jedynie w takcie 6, gdyż kombinacja sygnałów wejściowych 0101 występująca w tym takcie występuje tu po raz pierwszy, co nie miało miejsca w takcie 8, 7 i 9. W związku z tym takt 6 rozbija się na dwa: 6a i 6b, przy czym w pierwszym z nich podany jest sygnał  $y_{5A}$  na włączenie sygnału  $X_5$  elementu sprzężenia zwrotnego w takcie następnym 6b. Prócz tego w takcie tym podany jest sygnał  $y_{4B}$  na powrót tłoczyska siłownika S-4. Element sprzężenia zwrotnego zostaje włączony w takcie 1. W związku z tym takt ten rozbijamy na dwa 1a i 1b. W takcie 1a przy kombinacji sygnałów na wejściu 00101 podaje się sygnał  $y_{5B} = 1$  na włączenie elementu sprzężenia zwrotnego. W takcie 1b sygnał elementu sprzężenia zwrotnego znika i przy kombinacji sygnałów na wejściu 00100 podaje się sygnał  $y_{3B} = 1$  na ruch powrotny tłoczyska siłownika S-3.

W wyniku powyższych rozważań otrzymujemy rozwiązalną tablicę łączy /tablica 3/ oraz graf, który jest tego potwierdzeniem /rys.2/.

Tablica kolejności łączy

Takty		1a	1b	2	3	4	5	6a	6b	7	8	9	10
X <sub>1</sub>	2 <sup>0</sup>	0	0	0	1	1	0	0	0	0	1	1	0
X <sub>2</sub>	2 <sup>1</sup>	0	0	0	0	1	1	1	1	1	1	0	0
X <sub>3</sub>	2 <sup>2</sup>	1	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
X <sub>4</sub>	2 <sup>3</sup>	0	0	0	0	0	0	1	1	0	0	0	0
X <sub>5</sub>	2 <sup>4</sup>	1	0	0	0	0	0	0	1	1	1	1	1
y <sub>1A</sub>													
y <sub>1B</sub>													
y <sub>2A</sub>													
y <sub>2B</sub>													
y <sub>3A</sub>													
y <sub>3B</sub>													
y <sub>4A</sub>													
y <sub>4B</sub>													
y <sub>5A</sub>													
y <sub>5B</sub>													
nr		20	4	0	1	3	2	10	26	18	19	17	16



Rys.2. Graf odpowiadający tablicy 3

Mając rozwiązaną tablicę kolejności łączy można określić /zes-tawiając siatki zależności dla każdego sygnału wyjściowego/ funk-cję sygnałów wyjściowych od wejściowych i narysować schemat lo-giczny układu.

Siatka zależności dla sygnału  $y_{1A}$  Tablica 4

$X_1, X_2, X_3$ $X_4, X_5$	000	001	011	010	110	111	101	100
00	1	0		0	$\emptyset$			$\emptyset$
01	0	0		1	$\emptyset$			$\emptyset$
11				0				
10				0				

$$y_{1A} = \bar{X}_2 \bar{X}_3 \bar{X}_5 + X_2 \bar{X}_4 X_5$$

W podobny sposób określa się pozostałe sygnały wyjściowe. Na podstawie siatek zależności wyłonili się równania schematowe dla poszczególnych wielkości wyjściowych.

$$y_{1A} = \bar{X}_2 \bar{X}_3 \bar{X}_5 + X_2 \bar{X}_4 X_5 = \overline{\bar{X}_2 \bar{X}_3 \bar{X}_5} \cdot \overline{X_2 \bar{X}_4 X_5} = \overline{X_2 + X_3 + X_5} + \overline{\bar{X}_2 + X_4 + X_5}$$

$$y_{1B} = X_2 \bar{X}_5 + \bar{X}_2 X_5 = \overline{\bar{X}_2 + X_5} + \overline{X_2 + \bar{X}_5}$$

$$y_{2A} = X_1 \bar{X}_5 = \overline{\bar{X}_1 + X_5}$$

$$y_{2B} = X_1 X_5 = \overline{\bar{X}_1 + \bar{X}_5}$$

$$y_{3A} = \bar{X}_1 \bar{X}_2 X_5 = \overline{X_1 + X_2 + \bar{X}_5}$$

$$y_{3B} = \bar{X}_5$$

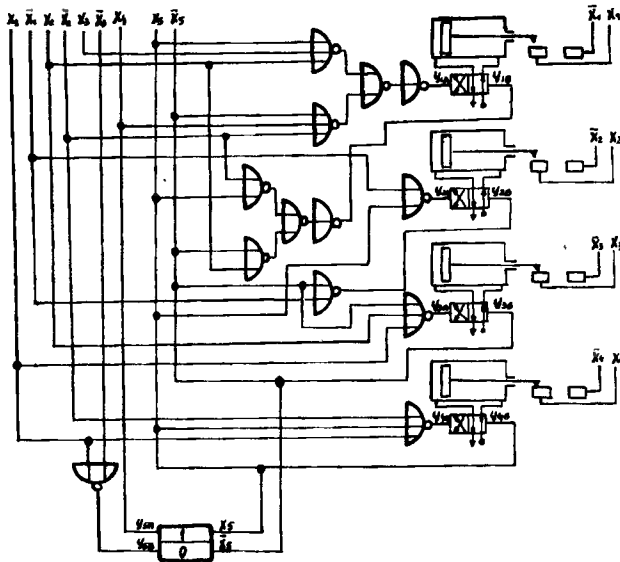
$$y_{4A} = \bar{X}_1 X_2 \bar{X}_5 = \overline{X_1 + X_5 + \bar{X}_2}$$

$$y_{4B} = X_5$$

$$y_{5A} = X_4$$

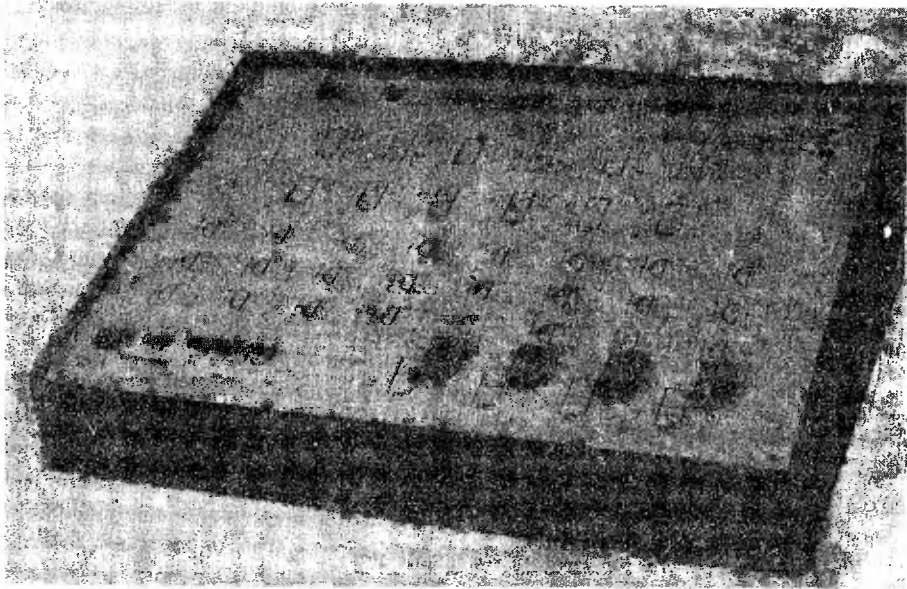
$$y_{5B} = \bar{X}_1 X_3 = \overline{X_1 + \bar{X}_3}$$

Równania te pozwolą narysować schemat logiczny układu /rys.3/.

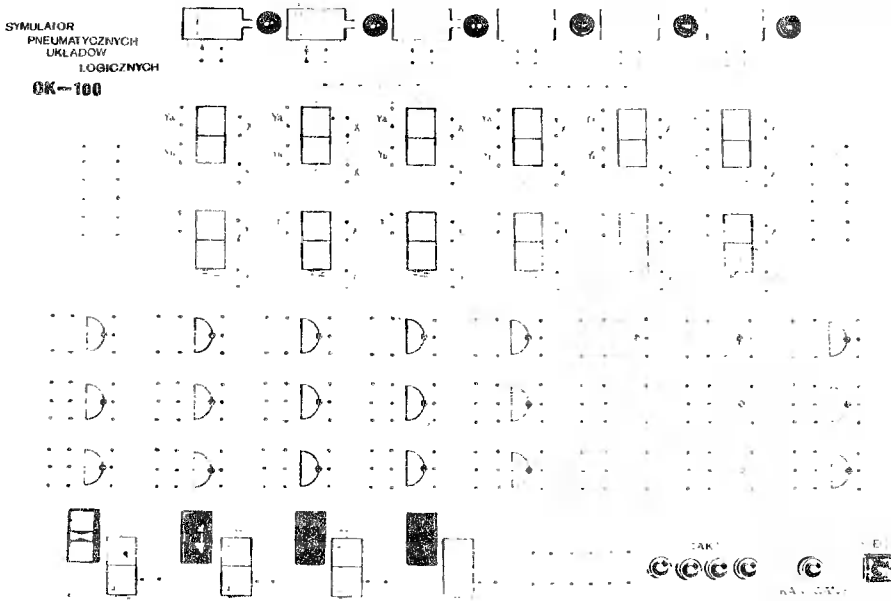


Rys.3. Schemat logiczny układu sterowania podajnikiem automatu tokarskiego

Mając schemat logiczny układu można zamodelować go na symulatorze /rys.4,5/.



Rys.4. Widok ogólny symulatora



Rys.5. Płyta czołowa symulatora



#### 4. Wnioski

Opracowany symulator służy jako pomoc w pracy dydaktycznej do demonstracji pracy pneumatycznych elementów i układów logicznych.

Dzięki zastosowaniu układów elektronicznych urządzenie charakteryzuje się niewielkimi wymiarami, co umożliwia jego eksploatację w każdych warunkach.

#### Literatura

1. Gerc E.B., Zenczenko B.P., Krejnin G.B.: Sintez pneumaticzeskich priwodow, Izd. "maszynostroenie. Moskwa 1966.
2. Kamiński L.M.: Elementy pneumatyczne, Poradnik Inżyniera, Automatyka rozdz.VI, WNT Warszawa 1973.
3. Olszewski W.: Elektroniczny symulator pneumatycznych układów sterowania. Praca dyplomowa WSinż. Bydgoszcz 1974.

#### MODELLING OF PNEUMATIC CONTROL SYSTEMS BY MEANS OF ELECTRONIC SIMULATOR BY EXAMPLE OF AUTOMATIC LATHE CONTROL

#### Summary

In this paper a device for modelling of pneumatic combinative and sequence control systems as well as an example of control system synthesis by means of automatic lathe has been discussed.

**МОДЕЛИРОВКА ПНЕВМАТИЧЕСКИХ СИСТЕМ  
УПРАВЛЕНИЯ ПРИ ПОМОЩИ ЭЛЕКТРОННОГО  
ИМИТАТОРА НА ПРИМЕРЕ УПРАВЛЕНИЯ  
ЭЛЕКТРОННЫМ СТАНКОМ**

**Резюме**

Представлено устройство служащее для моделировки пневматических систем управления комбинационных и последовательных, а также пример синтеза системы управления автоматического токарного станка.



Maria Kaszowska

WYZACZENIE ZALEŻNOŚCI FUNKCYJNEJ CHARAKTERYZUJĄCEJ PROCES  
ROZPUZZCZALNOŚCI WĘGLIKÓW W STALI CHROMOWO-WOLFRAMOWO-WANADOWEJ  
TYPU LEDEBURYTYCZNEGO SC-25 ●

Zastosowanie metody najmniejszych kwadratów w oparciu o wyniki badań pozwoliło na określenie funkcji charakteryzującej proces rozpuszczalności węglików w stali chromowo-wolframowo-wanadowej, typu ledeburytycznego SC-25. Między czasem austenitzowania stali SC-25, a zawartością w niej węglików istnieje zależność funkcyjna, która w świetle przeprowadzonej analizy jest najlepiej przedstawiona funkcją potęgową  $y = ax^b$ .

Przeprowadzona analiza pozwoliła na wyznaczenie najbardziej prawdopodobnych zawartości węglików w przedziale zmienności czasu austenitzowania.

Stosowanie sposobu postępowania przedstawionego w pracy, może pomóc w niektórych przypadkach, przy programowaniu odpowiednich kompozycji strukturalnych stali poprzez obróbkę cieplną.

## 1. Wstęp

W procesie austenitzacji stali zawarte w niej węgliki ulegają rozpuszczaniu. Badania kinetyki tego zjawiska w stalach

najmniejszych kwadratów [4] pozwoliło na dokonanie ocen punktowych parametrów funkcji, obrazującej kinetykę rozpuszczalności węglików oraz wyznaczenie najbardziej prawdopodobnych zawartości węglików w przedziale zmienności czasu austenitowania.

## 2. Przebieg badań

Jedną z metod oceny przestrzennej struktury stali na podstawie płaskiego obrazu mikroskopowego jest metoda punktowa oparta na metodach stosowanych w rachunku prawdopodobieństwa.

Podczas oględzin mikroskopowych badanych zglądów metalograficznych w okular mikroskopu wkłada się siatkę kwadratową /punktami są węzły siatki/, której liczba węzłów  $Z$  jest znana. Jeżeli z ogólnej liczby  $n$  rzutowanych punktów,  $n_w$  pada na powierzchnie zajęte przez węgliki, to prawdopodobieństwo trafienia równomiernie rozłożonych punktów siatki w węgliki wynosi

$$p = \frac{n_w}{n} = \bar{P}_w$$

a udział procentowy węglików

$$W \approx \frac{n_w}{n} 100 \%$$

Błąd bezwzględny metody

$$\delta \approx t_{\alpha} \sqrt{\frac{P_w/1 - P_w}{n}}$$

gdzie  $t_{\alpha}$  jest współczynnikiem odczytanym z tablic rozkładu normalnego, dla przyjętego prawdopodobieństwa  $1 - \alpha$ , że błąd ocenny nie przekroczy założonej wartości.

były przedmiotem licznych prac. Dotyczyły one zarówno zmian ilości węglików w zależności od czasu austenitzowania przy stałej temperaturze, jak i wpływu zmian temperatury austenitzowania na ilość węglików, przy zachowaniu określonego czasu wygrzewania.

Badania dotyczące wyznaczenia zawartości węglików prowadzono drogą izolacji elektrolitycznej [1,2] jak i przy pomocy metod statystyki matematycznej [3]. Wyniki badań przedstawiono w postaci wykresów łącząc prostymi punkty określające zawartości węglików w przedziale zmienności czasu. Wyrażone w ten sposób zależności funkcyjne są dla określonych zastosowań wystarczające.

Powszechnie wiadomo, że zawartość węglików w stali narzędziowej dość znacznie wpływa na właściwości skrawne narzędzi. Określenie ilości węglików w tych stalach pozwala na zagwarantowanie optymalnych trwałości ostrza narzędzi. Warunki pracy narzędzi stawiają wymagania odnośnie własności mechanicznych i fizycznych, które zależą w dużej mierze od ich struktury.

Dlatego też współczesne metody oceny jakości stali narzędziowej, oprócz badań twardości czy własności mechanicznych, muszą uwzględniać odpowiednio dobrane kompozycje strukturalne.

Praca niniejsza oparta jest o wyniki badań wpływu czasu i temperatury austenitzowania przy hartowaniu stali SC-25 na procentową zawartość węglików [3]. Zastosowanie w niej metody

Błąd względny metody

$$y - t_{\alpha} \sqrt{\frac{1 - \bar{P}_w}{n \cdot \bar{P}_w}}$$

Przy każdym z badanych zglądów metalograficznych mamy do czynienia z populacją generalną [5] o skończonej liczbie  $N$  elementów. Z populacji tej wylosowano próbę  $i$  na podstawie jej wyników oszacowano zawartość procentową węglików.

Potrzebną liczebność próby wyznaczono ze wzoru (6)

$$k = \frac{t_{\alpha}^2 / 1 - \bar{P}_w /}{y^2 \cdot Z \cdot \bar{P}_w}$$

gdzie:

$$\text{błąd względny } y = 0,1$$

Prawdopodobieństwo  $1 - \alpha = 0,9$ , że błąd oceny nie przekroczy założonej wartości.

Z tablic rozkładu normalnego dla poziomu ufności  $\alpha = 0,1$  mamy

$$t_{\alpha} = 1,645.$$

Do obliczeń przyjęto zawartość węglików badanej stali równą 10%.

$$\bar{P}_w = 0,10$$

Liczba węzłów siatki /21x21/

$$Z = 441$$

$$\text{stąd } k = \frac{1,645^2 / 1 - 0,1 /}{0,1^2 \cdot 441 \cdot 0,1} = 5,51$$

Tablica 1

Wyniki pomiarów procentowej zawartości węglików w stali SC 25

Temperatura K	Czas min	Wyniki pomiarów $n_w$										Razem	$n_w$ 2646	W 100%
		1	2	3	4	5	6							
		186	171	178	185	169	176							
1348	0	186	171	178	185	169	176	1065	40,2					
	8	93	88	90	94	96	92	553	20,9					
	15	83	78	79	73	82	96	491	18,6					
	30	80	80	73	81	76	71	461	17,5					
	60	72	65	69	61	78	68	413	15,6					
			186	171	178	183	169	176	1065	40,2				
1298	0	186	171	178	183	169	176	1065	40,2					
	8	126	119	113	109	122	177	706	26,7					
	15	96	119	112	105	113	121	666	25,1					
	30	101	98	113	105	115	103	637	24,1					
	60	105	100	108	102	96	104	615	23,3					
			186	171	178	185	169	176	1065	40,2				
1248	0	186	171	178	185	169	176	1065	40,2					
	8	121	126	130	137	133	129	776	29,4					
	15	116	119	130	123	129	138	755	28,6					
	30	128	120	119	123	125	122	723	27,9					
	60	130	113	117	126	121	129	736	27,8					
			186	171	178	185	169	176	1065	40,2				



Zabliś 2

Zestawienie wyników aproksymacji funkcji

Temperatura X	Liniowe		Paraboliczna		Wyrzchniowa		Potęgowa	
	$y = ax + b$	Suma kwadratów odchyłek y	$y = ax^2 + bx + c$	Suma kwadratów odchyłek y	$y = ab^x$	Suma kwadratów odchyłek y	$y = ax^b$	Suma kwadratów odchyłek y
1348	$y = -0,287x + 29,052$	219,209	$y = 0,014x^2 - 1,165x + 35,548$	85,600	$y = 27,595 \cdot 0,988^x$	204,919	$y = 21,567x^{-0,056}$	5,825
1298	$y = -0,196x + 32,309$	110,286	$y = 0,010x^2 - 0,851x + 36,993$	59,476	$y = 31,621 \cdot 0,993^x$	104,957	$y = 27,406x^{-0,033}$	1,890
1248	$y = -0,158x + 33,903$	69,867	$y = 0,008x^2 - 0,651x + 37,277$	26,315	$y = 33,476 \cdot 0,995^x$	67,858	$y = 30,571x^{-0,023}$	0,188

## Załącznik 1

Interpretacja matematyczna /aproxymacja/ wyników  
 pomiarów  
 Metoda najmniejszych kwadratów

## 1. Przedział zmienności x:

/ .00, 60.00/

## 1.1. Wyznaczenie funkcji aproxymujących dla austenitowania w temperaturze 1348 K:

liniowa

$$y = ax + b$$

$$a = -2.872583900_{10}^{-01}$$

$$b = +2.905204019_{10}^{+01}$$

paraboliczna

$$y = ax^2 + bx + c$$

$$a = +1.448685577_{10}^{-02}$$

$$b = -1.185917994_{10}^{+00}$$

$$c = +3.548623855_{10}^{+01}$$

wykładnicza

$$y = ax^b$$

$$a = +2.759533328_{10}^{+01}$$

$$b = +9.883691959_{10}^{-01}$$

potęgowa

$$y = ax^b$$

$$a = +2.136764160_{10}^{+01}$$

$$b = -5.601678016_{10}^{-02}$$

## 1.2. Wyznaczenie sumy kwadratów odchylek:

liniowa

$$V_l = +2.192091836_{10}^{+02}$$

wykładnicza

$$V_{el} = +2.049194508_{10}^{+02}$$

paraboliczna

$$V_p = +8.60065492_{10}^{+01}$$

potęgowa

$$V_{po} = +5.825783576_{10}^{+00}$$

0,90 i 0,95, dla każdej linii regresji /załącznik 2/.

Załącznik 2

Interpretacja matematyczna i statyczna ocena wyników parametrów dla potęgowej części krzywej wyników

1. Wyznaczenie funkcji potęgowej  $y = f/x/$  dla austenityzowania w temperaturze 1348 K:

$$y = ax^b$$

$$a = + 2.136764160_{10}^{+01} \quad b = -5.601678016_{10}^{-02}$$

2. Ocena statystyczna funkcji  $y = f/x/$

- 2.1. Dla poziomu ufności  $P_o = 0.90$

x = 00001	y = 40.72 <sup>±</sup> 07.124 = 40.72 <sup>±</sup> 17	procent
x = 8.00	y = 19.02 <sup>±</sup> 01.568 = 19.02 <sup>±</sup> 08	procent
x = 15.00	y = 18.36 <sup>±</sup> 01.569 = 18.36 <sup>±</sup> 09	procent
x = 30.00	y = 17.66 <sup>±</sup> 01.581 = 17.66 <sup>±</sup> 09	procent
x = 60.00	y = 16.99 <sup>±</sup> 01.603 = 16.99 <sup>±</sup> 09	procent

- 2.2. Dla poziomu ufności  $P_o = 0.95$

x = 00001	y = 40.72 <sup>±</sup> 09.674 = 40.72 <sup>±</sup> 24	procent
x = 8.00	y = 19.02 <sup>±</sup> 02.122 = 19.02 <sup>±</sup> 11	procent
x = 15.00	y = 18.36 <sup>±</sup> 02.123 = 18.36 <sup>±</sup> 12	procent
x = 30.00	y = 17.66 <sup>±</sup> 02.141 = 17.66 <sup>±</sup> 12	procent
x = 60.00	y = 16.99 <sup>±</sup> 02.171 = 16.99 <sup>±</sup> 13	procent

Do badań przyjęto  $k = 6$  przyłożeń siatki, co daje  $n = 2648$  rzutowanych punktów.

Procentowy udział węglików w objętości badanej stali

$$W = \frac{n}{2646} \cdot 100 \%$$

Pomiarów dokonywano przy powiększeniu 1250-krotnym, na mikroskopie NU-2.

Zestawienie wyników pomiarów procentowej zawartości węglików w objętości badanej stali SC-25 po austenityzowaniu jej w temperaturze 1348, 1298 i 1248 K podano w tablicy 1.

W oparciu o otrzymane z pomiarów wartości  $W$ , w celu uzyskania najbardziej prawdopodobnej zależności funkcyjnej między wpływem czasu austenityzowania w temperaturach 1348, 1298 i 1248 K, a zawartością węglików w objętości badanej stali, dla uzyskanej zależności zbudowano linię regresji. Jako modele regresyjne przyjęto kolejno prostą, parabolę, krzywą wykładniczą i potęgową /załącznik 1/. Obliczeń dokonano na maszynie cyfrowej ODRA-1204.

Otrzymane oszacowania współczynników rozpatrywanych linii regresji oraz sumy kwadratów odchyłek dla tych linii podano w tablicy 2.

W dalszym ciągu przeprowadzono bardziej szczegółowo analizę linii regresji krzywą potęgową [7]. Obliczone zostały wartości krańcowe przedziałów ufności dla współczynników ufności 0,90 i 0,95 dla każdej linii regresji /załącznik 2/.

W tabelicy 3 podano zestawienie zawartości węglików otrzymanych z pomiarów oraz zawartości uzyskane z linii regresji wyników pomiarów metodą najmniejszych kwadratów.

Tabela 3

Zestawienie zawartości węglików otrzymanych z pomiarów oraz uzyskanych z aproksymacji

temp. K	czas min x	Zawartość węglików				
		z pomiarów w	z aproksymacji			
			y	y <sub>max</sub>	y <sub>min</sub>	y
1348	0,00001	40,2	40,72	50,39	31,05	19,34
	8,00	20,9	19,02	21,14	16,89	4,25
	15,00	18,6	18,36	20,48	16,23	4,25
	30,00	17,5	17,66	19,80	15,51	4,29
	60,00	15,6	16,99	19,16	14,81	4,25
1298	0,00001	40,2	40,41	44,38	36,44	7,94
	8,00	26,7	25,55	26,73	24,36	2,37
	15,00	25,1	25,01	26,21	23,80	2,41
	30,00	24,0	24,44	25,67	23,20	2,47
	60,00	23,3	23,87	25,14	22,60	2,54
1248	0,00001	40,2	40,23	41,34	39,12	2,22
	8,00	29,4	29,09	29,47	28,71	0,76
	15,00	28,6	28,66	29,04	28,27	0,77
	30,00	27,9	28,19	28,59	27,78	0,81
	60,00	27,8	27,73	28,14	27,31	0,83

### 3. Analiza wyników

Obliczona dla każdej aproksymacji suma kwadratów odchyłek wskazuje na celowość wyboru krzywej potęgowej jako funkcji charakteryzującej proces rozpuszczalności węglików w stali SC-25 podczas austenitzowania jej w temperaturze 1348, 1298 i 1248 K.

Zestawienie stosunków odchyłek sumy kwadratów podane w tabelicy 4 uwidacznia wyraźną różnicę między odchyłkami dla linii regresji potęgowej i pozostałych, co w sposób jednoznaczny pozwala wybrać krzywą potęgową.

Tablica 4

Stosunki odchyłek sumy kwadratów

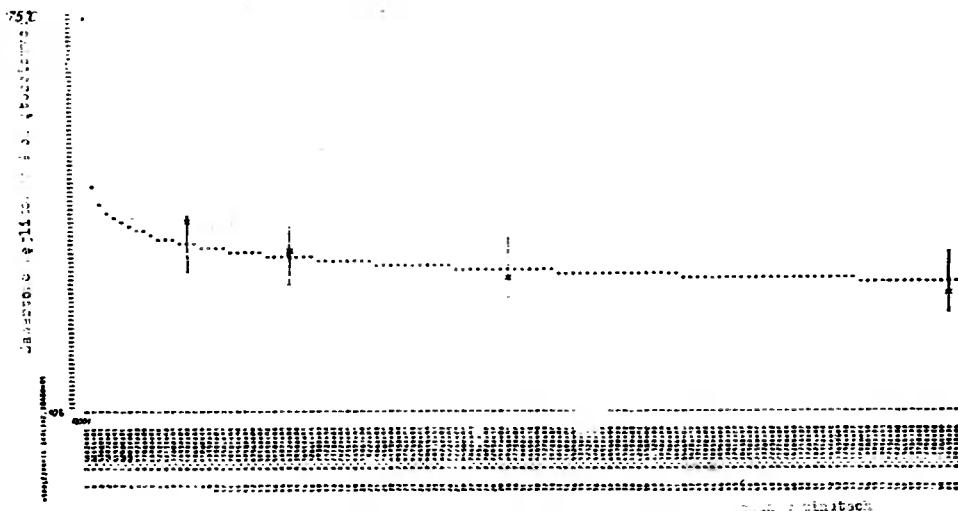
temp. K	$\frac{V_{po}}{V_e}$	$\frac{V_{po}}{V_p}$	$\frac{V_{po}}{V_e}$
1348	0,02657	0,06849	0,02842
1298	0,01714	0,04788	0,01801
1248	0,00269	0,00714	0,00277

Przedstawienie funkcyjne wpływu czasu austenitzowania na zawartość węglików spotykane w literaturze, jest w pełni wystarczające dla określonych zastosowań. Ponieważ wykresy te nie dają możliwości wyznaczenia najbardziej prawdopodobnych zawartości węglików w punktach pośrednich, zwłaszcza w początkowych wartościach czasu austenitzowania, konieczne jest opracowanie precyzyjniejszej analizy, która umożliwi wyznaczenie tych zawartości.

W związku z powyższym zbadano inne przedstawienie funkcyjnego przebiegu tego zjawiska.

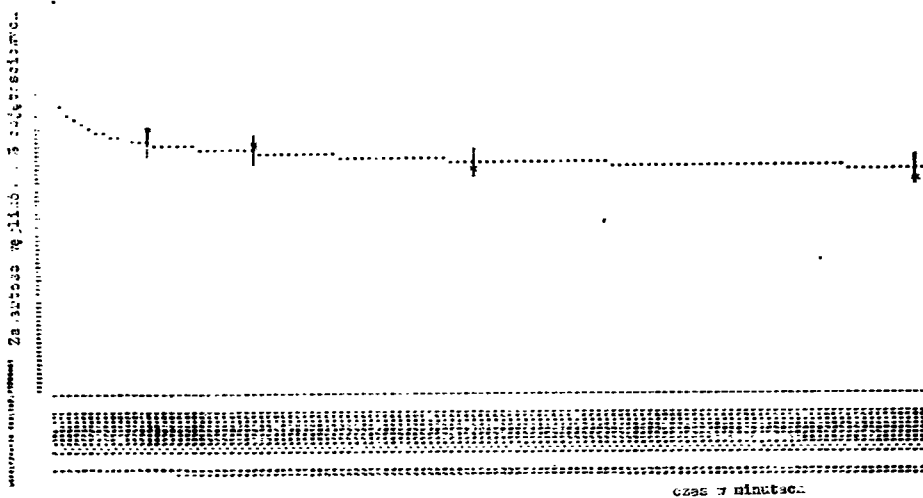
Na podstawie otrzymanych wyników do wykreślenia funkcji wpływu czasu austenitizowania w temperaturach 1348, 1298 i 1248K użyto maszyny cyfrowej ODRA-1204.

Wykreślona funkcja jest krzywą monotonicznie malejącą. Wypunktowane zostały średnie dla pośrednich wartości czasu austenitizacji. Na krzywą naniesione zostały przedziały ufności otrzymane z aproksymacji wyników pomiarów i wartości wyników pomiarów /rys.1,2,3/.



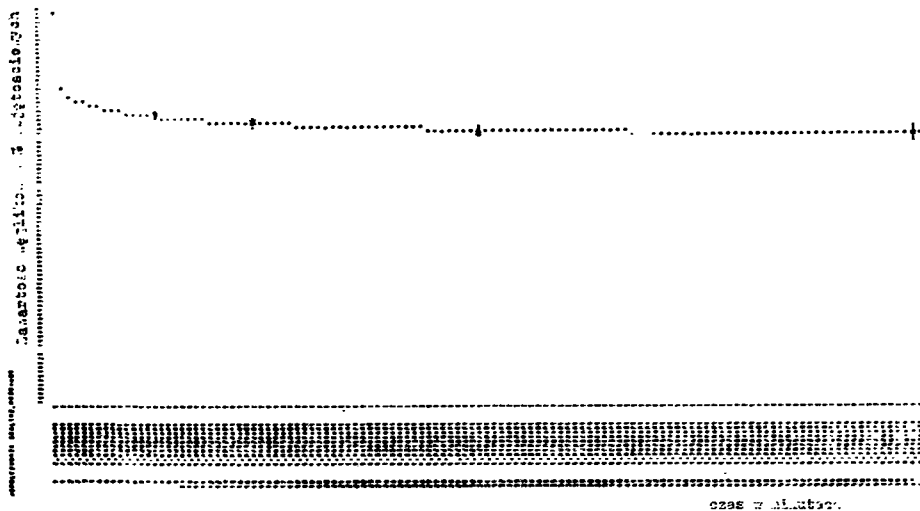
Rys. 1.

Rys.1. Wpływ czasu austenitizowania stali SC25 w temp. 1348 K na zawartość węglików



Rys. 2.

Rys.2. Wpływ czasu austenitzowania stali SC25 w temp. 1298 K na zawartość węglików

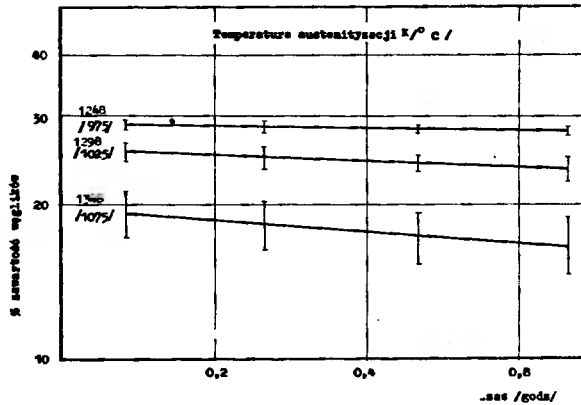


Rys. 3.

Rys.3. Wpływ czasu austenitzowania stali SC25 w temp. 1248 K na zawartość węglików



Ponieważ linia regresji jest funkcją potęgową wykres jej przedstawiono w układzie logarytmicznym na rysunku 4.



Rys.4. Wpływ czasu austenitzowania na ilość węglików w stali SC25:

a/ 1348 K, b/ 1298 K, c/ 1248 K,

Trzeba przy tym podkreślić, że wykreślenie funkcji wpływu czasu austenitzowania w temperaturach 1348, 1298 i 1248 K na zawartości węglików w stali SC-25 w układzie logarytmicznym, daje większą możliwość ekstrapolacji w badanym przedziale czasowym, niż w poprzednim przedstawieniu funkcyjnym.

#### 4. Wnioski

1. Między czasem austenitzowania stali SC-25, a zawartością w niej węglików istnieje zależność funkcyjna, która w świetle przeprowadzonej analizy jest najlepiej przedstawiona funkcją potęgową  $y = ax^b$  o parametrach:

$$1348 \text{ K } y = 21,367x^{-0,056}$$

$$1298 \text{ K } y = 27,406x^{-0,033}$$

$$1248 \text{ K } y = 30,571x^{-0,023}$$

2. Ze względu na większą możliwość ekstrapolacji, korzystniej -  
sze jest przedstawienie tej funkcji w układzie logarytmicz-  
nym.
3. Postępowanie zgodnie ze sposobem przedstawionym w niniejszej  
pracy może pomóc w niektórych przypadkach przy saprogramowa-  
niu odpowiednich kompozycji strukturalnych poprzez obróbkę  
cieplną.

#### Literatura

1. Głowacki Z.: Wpływ temperatury i czasu austenitizowania na  
węgliki stali chromowej. Hutnik, nr 10 1968 r.
2. Steska E., Kulmburg A.: Einflub der austenitisierungsbedin-  
gungen auf den Beginn der Martensitumwandlung und die Har-  
te ledeburitischer Stanhle mit 12% Cr Archiv fur des eisen -  
hutlenwesen. Dusseldorg, november 1972.
3. Oleszycki H., Dymski St., Sobociński E.: Wpływ obróbki ciep-  
lnej na trwałość ostrza noży do krajarki włókna sztucznego.  
Z.N ATR, Mechanika - technologia / w druku/.
4. Greń J.: Model i zadanie statystyki matematycznej. PWN War -  
szawa, 1970.

5. Linnik J.W.: Metoda najmniejszych kwadratów i teoria opracowania obserwacji. PWN Warszawa, 1962.
6. Ryś J.: Wstęp do metalografii ilościowej. Śląsk, Katowice 1970.
7. Chwastowski K.: Program BASK. Biblioteka Programów Ośrodka Obliczeniowego. ATR, Bydgoszcz.

CALCULATIONS OF FUNCTIONAL DEPENDENCE WHICH CHARACTERIZES THE SOLUBILITY PROCESS OF CARBIDES IN CHROMIC-WOLFRAM-VANADIUM STEEL OF SC-25 LEDEBURITIC TYPE

Summary

Application of smallest squares method based on testing results has made it possible to define a function which characterizes the solubility process of carbides in chromic-wolfram-vanadium steel of SC-25 ledeburitic type. Between SC-25 steel austenitizing period and carbides contained in it there exists a functional dependence, which is, according to the carried out analysis, best shown by means of power function  $y = ax^b$ .

The carried out analysis made it possible to determine the most probable carbides contents in the interval of austenitizing variation period.

Application of the procedure method shown in this work can be of help in some cases, when proper steel structure compositions being programmed through heat treatment.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ХАРАКТЕ-  
РИЗУЮЩЕЙ ПРОЦЕСС РАСТВОРЕНИЯ КАРБИДОВ В  
ХРОМОВОЛЬФРАМОВОВАНАДИЕВОЙ СТАЛИ  
ЛЕДЕБУРИТНОГО ТИПА SC - 25

Резюме

Применение метода наименьших квадратов на базе результа-  
тов исследований дало возможность определить функцию характе-  
ризующую процесс растворимости карбидов в хромовольфрамowo-  
ванадиевой стали, ледебуритного типа SC - 25.

Между моментом аустенизации стали SC - 25 и содержанием  
в ней карбидов существует функциональная зависимость, которая  
в свете проведенного анализа лучше всего представлена  
степенной функцией:

$$y = a x^b$$

Проведенный анализ дал возможность определить наиболее  
вероятное содержание карбидов в границах изменения момента  
аустенизации.

Применение способа представленного в работе, может помочь  
в некоторых случаях во время программирования соответствующи-  
х структуральных композиций стали тепловой обработкой.



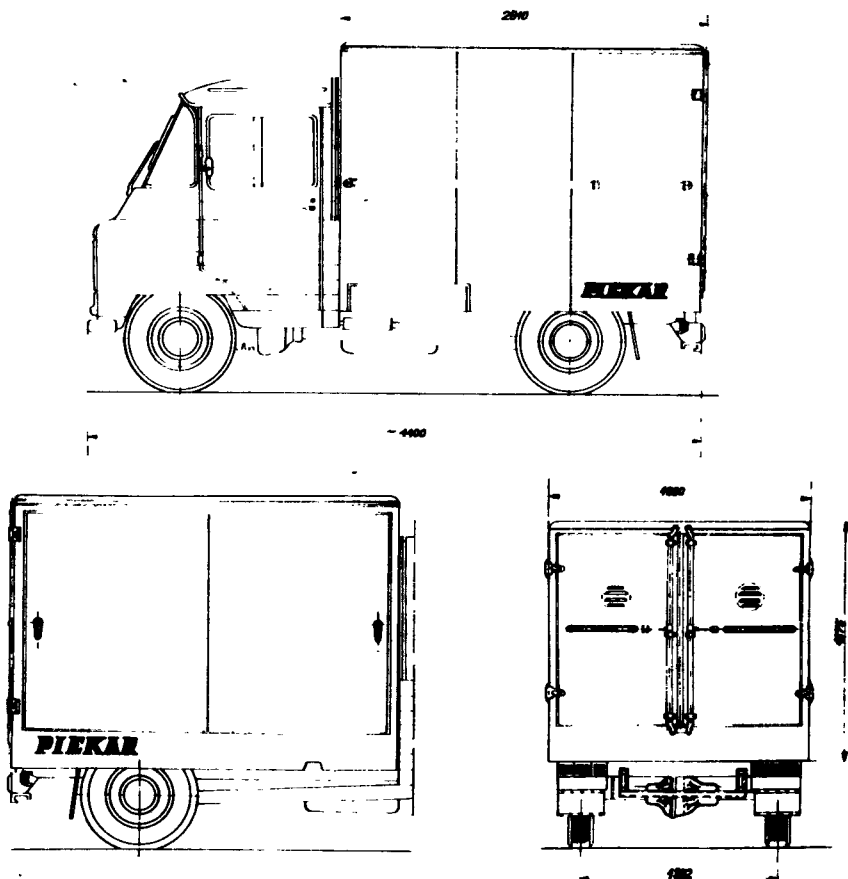
Jadwiga Krysiak

Stanisław Smarzyński

### SPAWANIE NADWOZIA SAMOCHODU "ŻUK" W OSŁONIE CO<sub>2</sub>

W artykule przedstawiono technologię oraz stanowisko produkcyjne spawania cienkich blach stalowych. Ręczne spawanie łukowe zastąpiono półautomatycznym spawaniem w osłonie CO<sub>2</sub>.

Zadania stawiane przed transportem spowodowały konieczność zbudowania całej grupy nadwozi do samochodu "Żuk". Podstawowy asortyment w tej grupie stanowią nadwozia: meblowe, piekarnicze i garmateryjne. Nadwozia te różnią się przeznaczeniem, ale wykonane są z tego samego materiału. Wykonuje się je ze stali niskowęglowej o gatunku III 2 T i grubościach 0,8-1,5 mm. Różne są także wykładziny od strony wewnętrznej /rys.1/.



Rys.1. Samochód "Żuk" z nadwoziem przeznaczonym do przewozu pieczywa

Typowa konstrukcja nadwozia składa się z następujących elementów:

- szkieletu, który wykonuje się z profilowanej blachy stalowej o grubości 1,0 mm
- pokrycia zewnętrznego wykonanego z blachy stalowej o grubości 0,8 mm

- pokrycia wewnętrznego

Wymienione elementy nadwozia połączone w jednolitą konstrukcję powłokową ustawia się na ramie podwozia samochodu "Żuk".

Dla realizacji wymienionych zadań produkcyjnych zastosowano spawanie półautomatyczne w osłonie dwutlenku węgla oraz możliwie najbardziej efektywne oprzyrządowanie stanowiska spawalniczego w miejsce stosowanego dotąd spawania łukowego elektrodą otuloną.

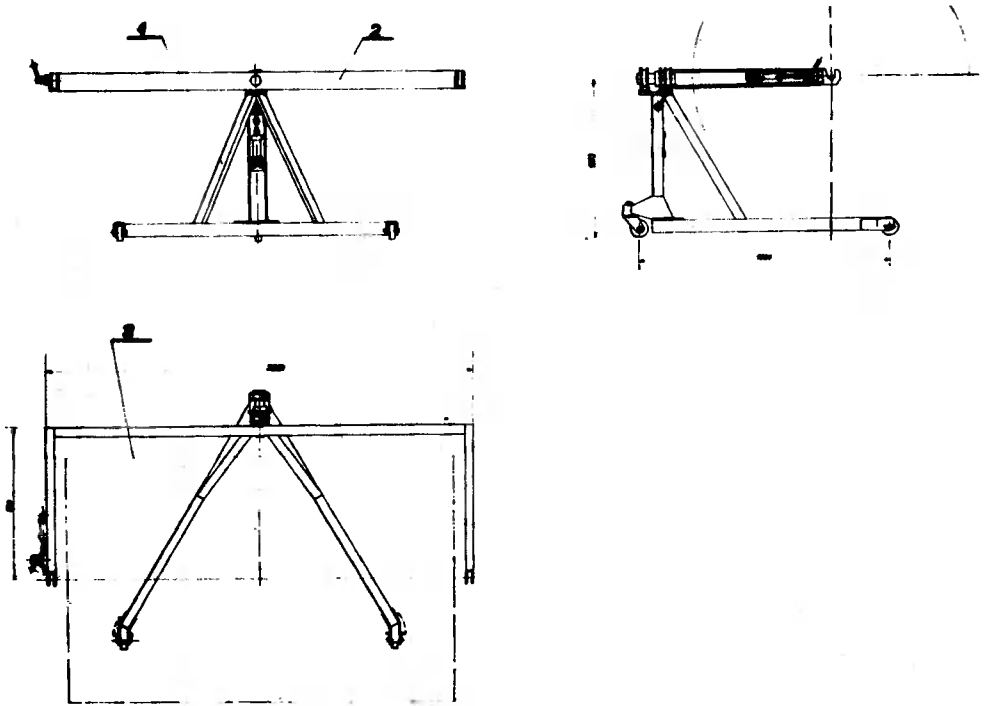
Spawanie w osłonie  $\text{CO}_2$  jest nowoczesną metodą spawania w atmosferze gazów ochronnych. Należy podkreślić dużą wydajność procesu, dzięki możliwości zastosowania większych w porównaniu ze spawaniem ręcznym, gęstości prądu. W takich warunkach uzyskuje się dużą szybkość spawania, która dla rozpatrywanych przypadków może wynosić od 60 m/godz. do 70 m/godz.

Inne zalety spawania w  $\text{CO}_2$  to:

- małe deformacje spawalnicze /szczególnie cenna zaleta przy realizacji cienkościennych konstrukcji powłokowych/
- możliwość spawania we wszystkich pozycjach
- wysoka jakość spoin
- niewielki koszt dwutlenku węgla

Zorganizowano stanowisko spawalnicze, którego głównym elementem jest skonstruowany dla tych celów manipulator obrotowy /rys.2 / oraz półautomat spawalniczy przystosowany do spawania w osłonie dwutlenku węgla.





Rys.2. Urządzenie do spawania szkieletów nadwozia

1 - podstawa

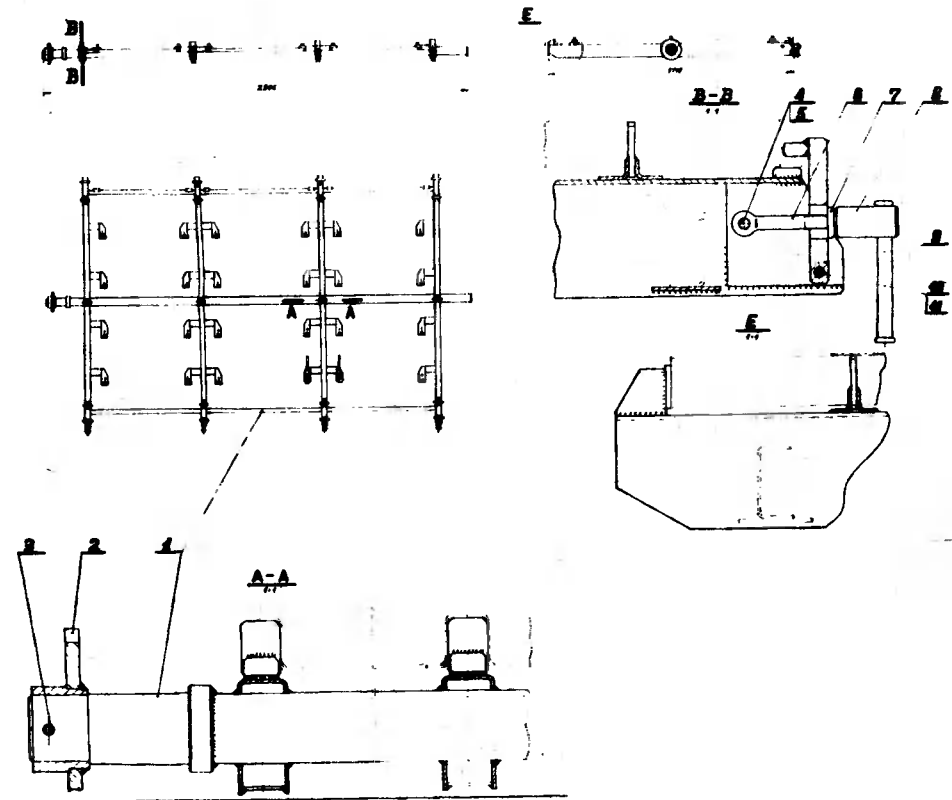
2 - kołyska krótka

3 - przyrząd do spawania ściany przedniej i tylnej

Manipulator obrotowy przedstawiony na rysunku 2 składa się z następujących elementów:

- stojaka na wózku trójkołowym wyposażonym w łożysko do zakładania kolebki

- kolebki /rys.3/ z wymiennymi przyrządami do spawania poszczególnych zespołów nadwozia



Rys.3. Przyrząd do spawania ściany lewej nadwozia

- |                        |                          |
|------------------------|--------------------------|
| 1- rama                | 6- śruba oczkowa M10-80  |
| 2- tarcza sebatą       | 7- podkładka stożk. 11.5 |
| 3- kołek walc. 10x6-65 | 8- nakrętka PLNm40       |
| 4- sworzeń 8-50/40-5A  | 9- kapa dociskowa        |
| 5- zawleczka S-2-20    | 10- sworzeń 8-50/40-5A   |
|                        | 11- zawleczka S-2-20     |

Kolebka ma możliwość obrotu o  $45^{\circ}$ . Przyrządy w kolebce mają możliwość obrotu o  $360^{\circ}$ . Manipulator obrotowy wyposażony jest ponadto w rygle sterowane pneumatycznie do szybkiego mocowania detali. Ustalenie położenia poszczególnych detali oraz dostatecznie sztywne zamocowanie pozwoliło na wyeliminowanie operacji prostowania po spawaniu. Zaproponowane rozwiązanie zapewniło jednocześnie dobry dostęp do miejsc spawanych, funkcjonalność oraz uniwersalność zastosowania.

Do bezpośredniej realizacji spawania wytypowano półautomat spawalniczy BS 1-315 z następującym wyposażeniem:

- uchwyt spawalniczy typu UF-3
- prostownik spawalniczy typ EP 1-315
- reduktor z rotametrem do  $\text{CO}_2$
- podgrzewacz typu PG-2
- wysięgnik do zawieszania podajnika drutu elektrodowego typu PW-3

Dane techniczne półautomatu BS 1-315 są następujące:

- średnica drutu elektrodowego 0,8-1,6 mm
- zakres regulacji prędkości podawania drutu elektrodowego /płynny/ 54-800 m/godz.
- zużycie dwutlenku węgla 8-16  $\text{dm}^3/\text{min}$
- zakres regulacji prądu spawania /skokowy/ 50/15-315/32 A/V
- liczba stopni regulacji prądu spawania 24
- maksymalny prąd spawania dla pracy ciągłej 315 A
- napięcie zasilania 3 • 380 V

- napięcie zasilania układu sterowania 220/50 V/Hz
- moc instalowana dla pracy ciągłej 13 kVA
- ciężar prostownika spawalniczego 275 kg
- sprawność 80 %

Przy spawaniu w osłonie CO<sub>2</sub> jakość wykonanych złączy zależy w znacznym stopniu od jakości materiałów dodatkowych. Zastosowany dwutlenek węgla, a szczególnie jakość drutu spawalniczego mają decydujące znaczenie dla jakości spoin. Do spawania stali niskowęglowych o zawartości do 0,25 % C używa się drutu elektrodowego pomiedziowanego gatunku Sp 1 GS o składzie chemicznym podanym w tablicy 1.

Tablica 1

Skład chemiczny drutu elektrodowego Sp 1 GS

Składniki w %						
C max	Mn	Si	Cr max	S max	P max	Ni max
0,12	1,0-1,4	0,8-1,1	0,25	0,03	0,03	0,25

Dwutlenek węgla do celów spawalniczych powinien odznaczać się czystością minimum 98 %. Zawartość wody nie może przekraczać 0,1 % ciężaru dwutlenku węgla zawartego w butli. Oczyszczenie butli z nadmiaru wody można przeprowadzić we własnym zakresie, przez obrócenie butli tak, aby zawór znalazł się w najniższym położeniu. Po upływie około pół godziny należy otworzyć zawór, co spowoduje usunięcie wilgoci na sewnątrz. Stosowa-

nie zawilgoconego dwutlenku węgla powoduje występowanie porów i pęcherzy gazowych w spoinie.

Dwutlenek węgla jest magazynowany i transportowany w butlach stalowych pod zwiększonym ciśnieniem w stanie skroplonym. Przy odgazowaniu 1 kg płynnego  $\text{CO}_2$  należy doprowadzić 60 kcal ciepła. Z tego powodu stosuje się elektryczne podgrzewacze między zaworem butlowym a reduktorem. Zapobiega się w ten sposób zamarzaniu wody we wnętrzu reduktora, zapewniając dopływ  $\text{CO}_2$  do miejsca spawania w sposób ciągły i w jednakowej ilości. Pocięte pasy i formaty blachy stalowej po ukształtowaniu na prasie krawędziowej są dostarczane na stanowisko spawalnicze, na którym odbywa się składanie detali w przyrządach i spawanie. Urządzenie do składania i spawania detali wchodzących w skład szkieletu nadwozia przedstawiono na rysunku 2. Pozostałe zespoły nadwozia składa się w podobnych przyrządach. Na rysunku 3 pokazano dla przykładu przyrząd do składania i spawania detali wchodzących w skład lewej ściany nadwozia.

Tablica 2

Parametry spawania

Grubość łączonego materiału	Średnica druetu elektr.	Szybkość podawania druetu ele- ktrodowego	Natężenie prądu	Napięcie żuku	Szybkość spawania	Zużycie $\text{CO}_2$
mm	mm	m/min	A	V	m/godz.	dm <sup>3</sup> /min
0,8	0,8	2,0	50	18	60	12-14
1,0	0,8	2,1-2,5	50-60	18,19	50-60	12-14
1,5	0,8	3,5-3,7	80-90	19-20	60-70	12-14
	1,2	1,8-2,0		18-19	60-65	

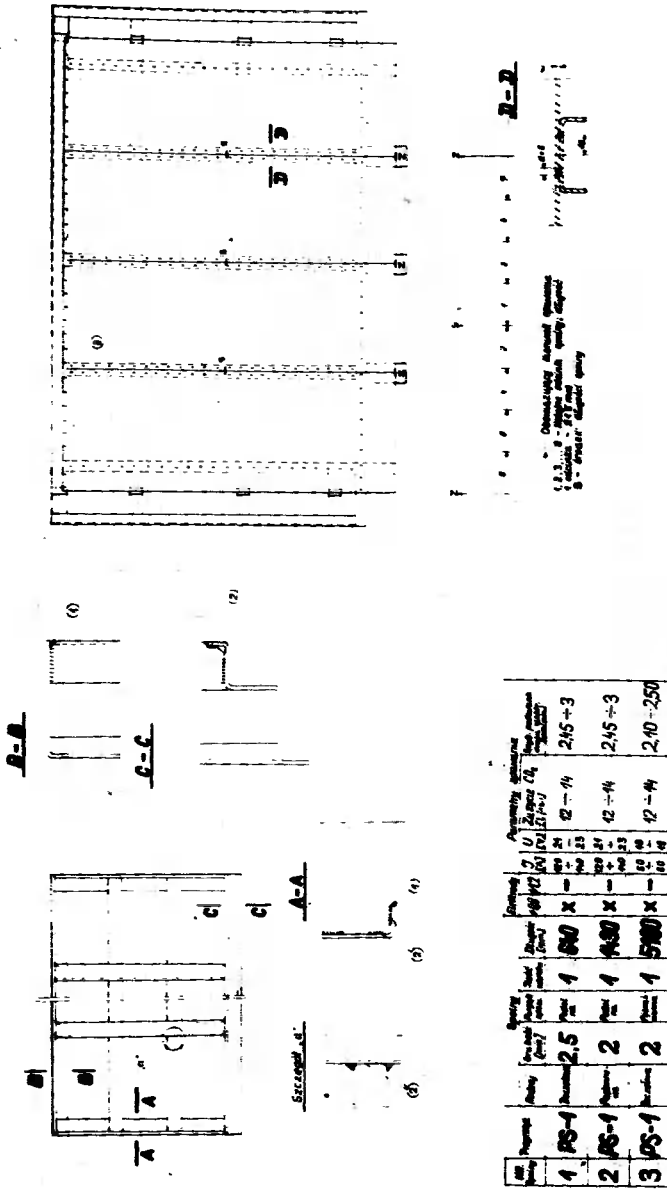
Dla prac spawalniczych wykonywanych przy zespołach nadwozia /szkielet, ściana prawa, ściana lewa, ściana przednia, drzwi/ sporządzono szczegółową technologię. Na rysunku 4 przedstawiono przykładowo instrukcję technologiczną spawania ściany lewej nadwozia. Dla pozostałych zespołów wykonano podobne instrukcje technologiczne.

W wyniku realizacji przedstawionej metody spawania półautomatycznego w osłonie CO<sub>2</sub> nadwozi do samochodu "Żuk" uzyskano pozytywne efekty ekonomiczne, głównie w postaci oszczędności czasu pracy. Zestawienie pracochłonności przy tradycyjnej metodzie spawania ręcznego za pomocą elektrod otulonych oraz wprowadzonej metodzie spawania w osłonie CO<sub>2</sub> zawiera tablica 3.

Tablica 3

## Zestawienie pracochłonności

Treść operacji	Spawanie ręczne elektrodami otulonymi /roboczogodziny/	Spawanie półautomatyczne w osłonie CO <sub>2</sub> /roboczogodziny/
Wykonanie wiązania spodu	12	8
Wykonanie szkieletu dachu	8	3
Wykonanie szkieletu ściany lewej	8	6
Wykonanie szkieletu ściany przedniej	8	4,5
Wykonanie szkieletu ściany prawej	8,5	5,5
Wykonanie szkieletu ściany tylnej	6	3,5
Montaż szkieletu nadwozia	25	12
Oblachowanie szkieletu	40	20
Razem	113,5	62,5
Oszczędność na robociznie w %	45	



Rys.4. Instrukcja technologiczna konstrukcji spawanej-zespół ściany lewej nadwozia

Należy także podkreślić uzyskaną poprawę jakości spoin zarówno pod względem wytrzymałościowym jak i estetycznym, co plynęło na lepszą trwałości i jakość produkowanych nadwozi.

#### Wnioski

Po wprowadzeniu metody spawania półautomatycznego w  $\text{CO}_2$  uzyskano oszczędność pracochłonności wynoszącą 45 % na 1 sztukę wyrobu. W wyniku przeprowadzonych doświadczeń nasuwają się niżej wymienione wnioski, których uwzględnienie pozwoli na dalsze zwiększenie efektywności spawania w  $\text{CO}_2$ .

1. Uzyskanie pozytywnych wyników jest w znacznym stopniu uzależnione od gatunku drutu elektrodowego, czystości dwutlenku węgla i stanu technicznego półautomatu.
2. Ważnym czynnikiem jest odpowiednie przeszkolenie obsługi. Pokonanie pierwszych niepowodzeń związane jest z okresem prób, doświadczeń i szkolenia.
3. W odniesieniu do spawania cienkich blach, celowe jest uruchomienie produkcji półautomatów spawalniczych o zakresie do 160 A z podajnikiem drutu jako oddzielnym podzespołem urządzenia.
4. Produkowane półautomaty winny być wyposażone w specjalne układy regulacji czasu, co umożliwi wykonanie ściegów przerwanych oraz spoin punktowych.
5. Ze względów eksploatacyjnych odczuwa się potrzebę produkcji drutu elektrodowego w postaci konfekcjonowanej na zno-



malizowanych szpulach, a nie jak dotychczas w kręgach.

#### WELDING OF CAR BODY IN CO<sub>2</sub> SHIELD

##### Summary

In this article the technology as well as production stand of welding of thin steel sheets have been presented. The manual welding has been replaced by semi-automatic welding with CO<sub>2</sub> shield.

#### СВАРКА КУЗОВА АВТОМОБИЛЯ С ЗАЩИТОЙ CO<sub>2</sub>

##### Резюме

В статье представлена технология, а также производственный пост сварки тонкой листовой стали. Ручная дуговая сварка заменена полуавтоматической сваркой с защитой CO<sub>2</sub>.

Witold Łoś

Jerzy Steinborn

STATECZNOŚĆ I JEJ OCENA W ODNIĘSIENIU DO POJAZDU  
JEDNOŚLADOWEGO

W artykule przedstawiono propozycję analitycznej oceny stateczności pojazdu jednośladowego na tle analizowanej grupy pojazdów produkcji Zakładów Rowerowych "Predom-Romet" w Bydgoszczy. Omówiono związki zachodzące między geometrią a kinematyką układu kierowniczego pojazdu jednośladowego wraz z ich wykorzystaniem do celów praktycznych.

1. Wstęp

Stateczność boczna pojazdu jednośladowego rozumiana jest jako samoczynny, bez udziału kierowcy powrót członów pojazdu do położenia niezbędnego dla realizacji ruchu postępowego prosto - liniowego, z którego niespodziewane impulsy usiłują pojazd wytrącić [1].

Pojazd jednośladowy może zależnie od posiadanych cech geometrycznych w pewnym obszarze prędkości odznaczać się różną statecznością. Badania [2] wykazują, że bezpośredni wpływ na sta -

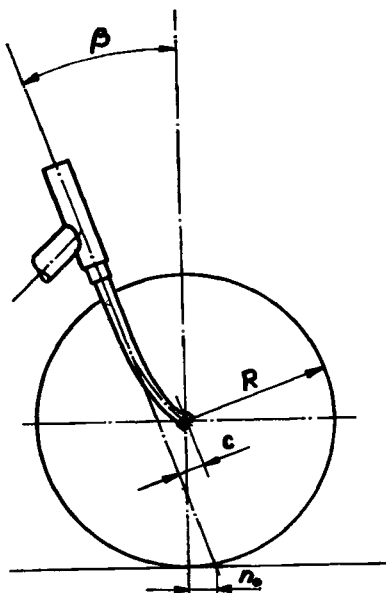
teczność boczną pojazdu jednośladowego mają cechy geometryczne układu kierowniczego.

Przypadkowy dobór tych cech oparty na intuicji lub istniejących rozwiązaniach może w najlepszym razie okazać się optymalnym jedynie w drodze przypadku.

Właściwy dobór cech geometrycznych układu kierowniczego pojazdu jednośladowego musi być oparty o możliwość jego oceny i weryfikacji.

## 2. Geometria układu kierowniczego

Główne cechy geometryczne decydujące o kinematyce układu kierowniczego /rys.1/ to:



- $\beta$  - kąt nachylenia osi obrotu kierownicy,
- $C$  - odległość osi przedniego koła od osi obrotu kierownicy,
- $R$  - promień koła,
- $n_0$  - wyprzedzenie /odległość punktu przebiecia osi obrotu kierownicy z jezdnią od punktu styku koła z jezdnią/

Rys.1. Geometria układu kierowniczego

rytocyzone cechy geometryczne są współzależne będąc wielkościami związanymi. Równanie charakteryzujące wzajemne relacje wielkości związanych układu kierowniczego pojazdu jednośladowego przedstawia poniższa zależność

$$n_o = R \operatorname{tg} \beta - \frac{C}{\cos \beta} \quad (1)$$

Dążenie do zniesależnienia się od wymiaru koła uzasadnia następującą postać równania

$$n_o' = \operatorname{tg} \beta - \frac{C'}{\cos \beta} \quad (2)$$

gdzie:

$$n_o' = \frac{n_o}{R} \quad - \text{względne wyprzedzenie}$$

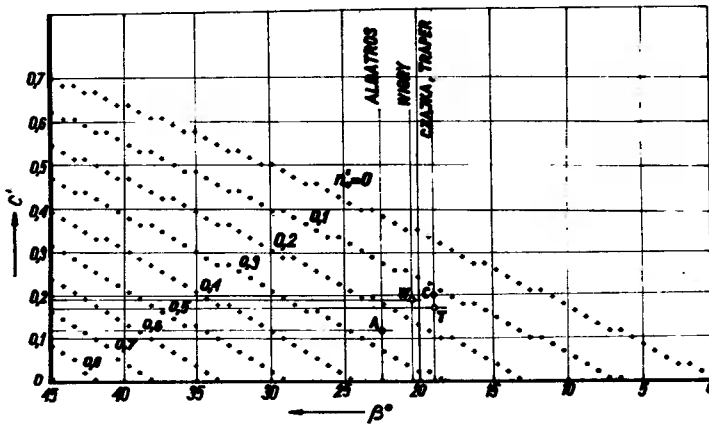
$$C' = \frac{C}{R} \quad - \text{względna odległość osi koła od osi kierownicy}$$

Równanie (2) wykazuje, że wyprzedzenie względne będące parametrem wiążącym względne wielkości cech geometrycznych jest funkcją dwóch zmiennych niezależnych.

Przedstawić to można w zapisie ogólnym postacią:

$$n_o' = f(\beta, C') \quad (3)$$

W celu odwzorowania zależności (2) na płaszczyźnie, dokonano przecięcia powierzchni  $n_o' = f(\beta, C')$  płaszczyznami równoległymi do płaszczyzny  $\beta$ ,  $C'$ . Uzyskane w ten sposób odwzorowanie przedstawione na rysunku 2 pozwala na wykorzystanie zależności (2) w pracach projektowo - konstrukcyjnych. Nomogram /rys.2/ zrealizowany na EMC ODRA 1204 pozwala dla określonego względami kon-



Rys.2. Nomogram  $n_0' = f(\beta, C')$

strukcyjnymi promienia koła  $R$ , oraz wynikającego z zakładanej stateczności wyprzedzenia  $n_0$  określić pozostałe wartości wielkości związanych, to jest  $\beta$  i  $C$ .

### 3. Kinematyka układu kierowniczego

Ruch pojazdu od kąta  $\beta$ , odległości między kołami i wyprzedzenia  $n_0$ . Wyprzedzenie  $n_0$  wiążące zależnością (1) cechy geometryczne układu kierowniczego, wpływa bezpośrednio na postać trajektorii punktu styku koła z jezdnią.

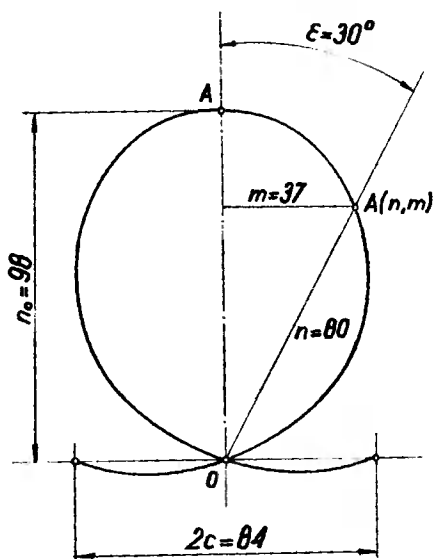
Trajektoria może być wyznaczona analitycznie względnie wykreślnie. Metoda wykreślna wyznaczania trajektorii opiera się na następujących założeniach:

- koło posiada postać cienkościennej tarczy o promieniu  $R$ ,
- wartość kąta obrotu kierownicy  $\mathcal{E}$  zmienia się w przedziale

$$-\frac{\pi}{2} < \varepsilon < \frac{\pi}{2}$$

- odwzorowanie płaszczyzny koła stanowią dwie proste równoległe, gdzie jedna jest osią obrotu układu kierowniczego, a druga prostą przechodzącą przez środek koła,
- środek przedniego koła obraca się w płaszczyźnie prostopadłej wokoło osi układu kierowniczego,
- w stanie początkowym gdy  $\varepsilon = 0^\circ$  koło przednie i tylne leży w tej samej płaszczyźnie prostopadłej do jezdni.

Przy powyższych założeniach trajektoria dla roweru "Albatros", którego układ kierowniczy charakteryzują cechy geometryczne  $\beta = 22^\circ 30'$ ,  $C = 42$  mm,  $R = 347,5$  mm, wyznaczona metodą wykreślną przedstawiona została na rysunku 3. Trajektoria

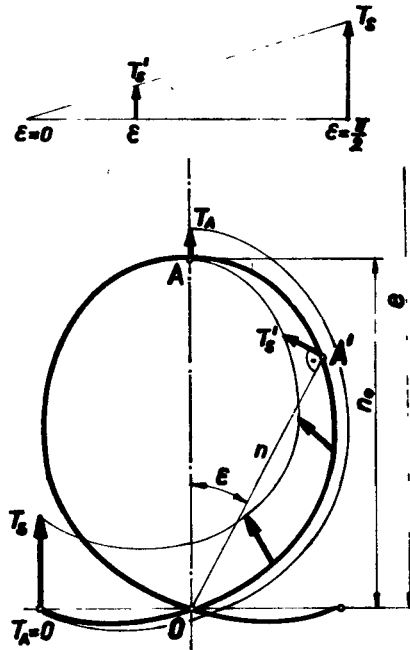


Rys.3. Trajektoria punktów styku przednich kół rowerów "Albatros" z jezdnią

taka obarczona jest błędem wynikającym z tego, że oś obrotu kierownicy jest nieruchoma, natomiast koło w czasie obrotu unosi się nieznacznie ku górze. Dokładna analiza błędu wykazała, że dla celów użytkowych odstępstwo od trajektorii rzeczywistej jest pomijalnie małe.

#### 4. Moment nawrotny układu kierowniczego

Momentem nawrotnym nazwano moment siły tarcia posuwistego  $T'_s$  działającej na ramieniu wyprzedzenia bieżącego  $n$ /rys.4/. W przypadku obrotu układu kierowniczego w ruchu pojazdu o kąt  $\epsilon$



Rys.3. Schemat przebiegu sił tarcia na trajektorii

moment nawrotny wywołuje powrót układu do stanu równowagi.

Chwilowa wartość momentu nawrotnego dla kąta obrotu  $\xi$  wynosi

$$M = T_s' \cdot n \text{ kGcm} \quad (4)$$

Chwilową wartość siły tarcia posuwistego określono w oparciu o następujące założenia:

- siła tarcia potoczystego jest w odniesieniu do siły tarcia posuwistego pomijalnie mała,
- siła tarcia posuwistego jest proporcjonalna do kąta obrotu układu kierowniczego  $\xi$ ,
- siła tarcia posuwistego jest prostopadła do wyprzedzenia bieżącego  $n$ .

Stąd

$$T_s' = \frac{2\xi}{\pi} \cdot T_s \text{ kG} \quad (5)$$

Siła tarcia posuwistego dla kąta obrotu  $\xi = \frac{\pi}{2}$

$$T_s = N_A \cdot \mu \text{ kG} \quad (6)$$

gdzie:

$\mu$  - współczynnik tarcia posuwistego

$N_A$  - obciążenie normalne układu kierowniczego /bez uwzględnienia ciężaru kierowcy/

Wartość obciążenia normalnego układu kierowniczego określa zależność

$$N_A = \frac{Q \cdot a}{e} \text{ kG} \quad (7)$$



gdzie:

$Q$  - ciężar pojazdu /bez kierowcy/ w kG

$a$  - odległość środka ciężkości pojazdu od osi pionowej koła tylnego w cm

$e$  - odległość punktów styku kół z jezdnią dla kąta obrotu

$$\xi = \frac{\pi}{2} \text{ w cm}$$

Wykorzystując podane zależności, moment nawrotny wyraża się zależnością:

$$M = \frac{Q \cdot a \cdot \mu}{1,57 \cdot e} \cdot \xi \cdot n \text{ kGcm} \quad (8)$$

Z uwagi na stałą dla danego pojazdu wartość wyrażenia

$$K = \frac{Q \cdot a \cdot \mu}{1,57 \cdot e} \text{ kG/rad} \quad (9)$$

można moment nawrotny przedstawić w postaci

$$M = K \cdot \xi \cdot n \quad (10)$$

gdzie:

$K$  - stała pojazdu w kG/rad,

$\xi$  - kąt skrętu układu kierowniczego w rad,

$n$  - wyprzedzenie bieżące w cm

Jak wynika z zależności (10) do określenia wartości momentu nawrotnego dla dowolnego kąta skrętu układu kierowniczego niezbędne są:

- stała pojazdu,
- trajektoria punktu styku przedniego koła z jezdnią.

## 5. Ocena stateczności pojazdu jednośladowego

Analityczną ocenę stateczności bocznej pojazdu jednośladowego przeprowadza się w oparciu o kształt i wymiary trajektorii bezpośrednio wynikającej z geometrii układu kierowniczego.

Dla przeprowadzenia oceny stateczności bocznej określonej grupy pojazdów jednośladowych, niezbędne jest wyznaczenie trajektorii punktu styku przedniego koła z jezdnią oraz momentu nawrotnego w zależności od kąta skrętu układu kierowniczego dla każdego z pojazdów.

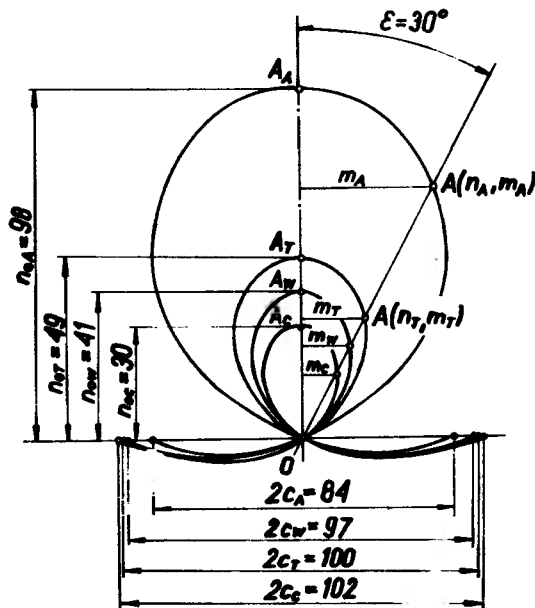
Jako miarę analitycznej oceny stateczności bocznej pojazdu przyjęto przebieg momentu nawrotnego w zależności od kąta skrętu  $\mathcal{E}$ .

Proponowana ocena stateczności jest oceną względną dotyczącą grupy pojazdów danego typu. Ocena ta stanowi ocenę porównawczą odnoszoną do pojazdu o najkorzystniejszym przebiegu momentu nawrotnego, osiągającego w analizowanej grupie najwyższe jego wartości.

Wyniki analizy dają podstawę do wnioskowania o niezbędnych korektach cech geometrycznych układu kierowniczego celem poprawienia stateczności bocznej tych pojazdów, dla których stwierdzono niekorzystny przebieg momentu nawrotnego w zależności od kąta skrętu kierownicy.

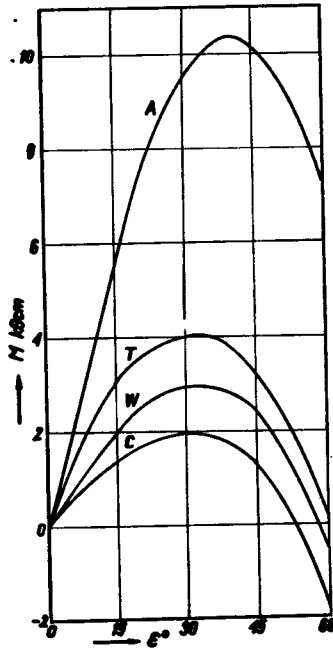
Przykładowo przeprowadzono analizę dla wybranych typów rowerów produkcji Zakładów Rowerowych "Predom-Romet", w Bydgoszczy.

Wybrano rowery "Aebatros", "Traper", "Wigry" i "Czajka". Wyniki oceny stateczności przedstawiono na rysunkach 5 i 6. Rysunek 5 ukazuje trajektorie punktu styku przednich kół z jezdnią w zależności od kąta skrętu kierownicy, a rysunek 6 przebieg momentu nawrotnego w zależności od kąta skrętu kierownicy i wartości wyprzedzenia bieżącego.



Rys.5. Trajektorie punktów styku przednich kół rowerów "Albatros", "Traper", "Wigry" i "Czajka" z jezdnią

Widoczne jest bardzo znaczne zróżnicowanie stateczności analizowanych rowerów. Najwyższą stateczność osiąga rower "Albatros", najniższą rower "Czajka", tracąc stateczność już przy kącie skrętu kierownicy wynoszącym około  $50^\circ$ .



Rys.6. Przebiegi momentów nawrotnych rowerów w zależności od kąta skrętu kierownicy

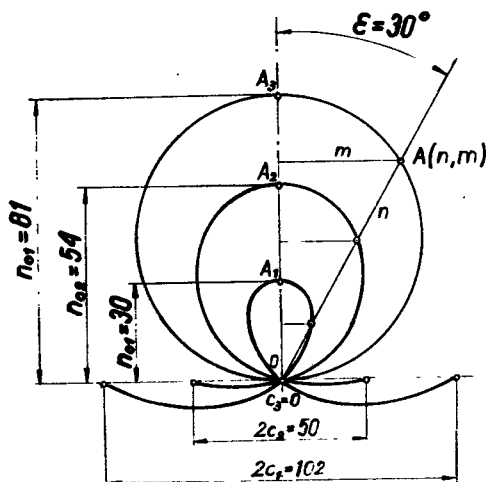
## 6. Próba poprawy stateczności

Niekorzystny przebieg momentu nawrotnego pojazdu, charakteryzujący jego stateczność, może ulec poprawie poprzez zmianę geometrii układu kierowniczego wywołującą zwiększenie wartości wyprzedzenia  $n_0$ .

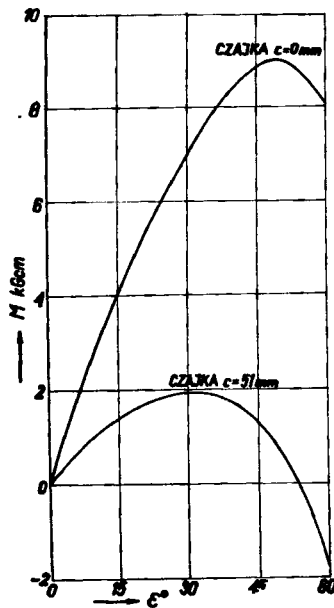
Jak wynika z zależności (2) i rysunku 2, wartość wyprzedzenia względnego  $n_0'$  rośnie wraz ze wzrastającym kątem  $\beta$  i malejącym parametrem  $C'$ .

Dla pojazdu charakteryzującego się małą wartością wyprzedzenia  $n_0$  można uzyskać już znaczną poprawę stateczności przez zmianę parametru  $C$ , zachowując wartość kąta nachylenia osi kierownicy  $\beta$ .

Przykładowo przeprowadzono korektę cech geometrycznych układu kierowniczego roweru "Czajka". Trajektorię przed i po korekcie przedstawia rysunek 7. Przebieg momentu nawrotnego w zależności od kąta  $\varepsilon$  przedstawia rysunek 8. Pokazane efekty są wynikiem zmiany jedynie parametru  $C$  przy zachowaniu wartości kąta  $\beta$ . Widoczna jest znaczna poprawa stateczności roweru określona dla  $\varepsilon = 30^\circ$  około czterokrotnym wzrostem wartości momentu nawrotnego.



Rys.7. Trajektorie roweru "Czajka" dla różnych wartości parametru  $C$



Rys.8. Przebiegi momentu nawrotnego roweru "Czajka" dla różnych wartości parametru C

## 7. Wnioski

1. Proponowana porównawcza ocena stateczności bocznej pojazdów jednośladowych może być podstawą niezbędnych korekt cech geometrycznych układu kierowniczego.
2. Poprawa stateczności bocznej pojazdu jednośladowego jest możliwa poprzez dobór cech geometrycznych układu kierowniczego zbliżających kształt trajektorii punktu styku do kołowego oraz zwiększających wymiary trajektorii. Dla pojazdów o promieniach kół  $R < 250$  mm można to uzyskać przyjmując parametr  $C = 0$ .

3. Zwiększanie wymiarów trajektorii jest ograniczone z uwagi na wzrastającą wartość momentu nawrotnego, którego wartość graniczna winna zostać określona w sposób doświadczalny dla określonego obszaru prędkości celem zapewnienia sterowności pojazdu, odpowiadającej wymogom ergonometrii.

#### Literatura

1. Kamiński E.: Badanie stateczności pojazdu jednośladowego. Dysertacja. Warszawa 1966.
2. Maryniak J., Goraj Z.: Problemy stateczności roweru. Zagadnienia drgań nieliniowych 15. PWN, Warszawa 1974.

#### STABILITY AND ITS VALUATION WITH REFERENCE TO SINGLE-TRACK VEHICLE

##### Summary

In this article there has been made a suggestion of stability valuation of single-track vehicle, taking into account a group of vehicles made in Bicycle Factory "Predom-Romet" in Bydgoszcz.

The occurred relationships between geometry and kinematic of single-track vehicle steering system together with its utilization for practical purposes have been discussed.

**УСТОЙЧИВОСТЬ И ЕЁ ОЦЕНКА ОТНОСИТЕЛЬНО  
ОДНОСЛЕДОВОГО СРЕДСТВА ПЕРЕДВИЖЕНИЯ****Резюме**

В статье представлены предложения аналитической оценки односледового средства передвижения на фоне проанализированной группы таких средств передвижения выпущенных велосипедным заводом "Предом - Ромэт" в Быдгощи. Рассмотрены соединения происходящие между геометрией и кинематикой рулевого механизма односледового средства передвижения одновременно с использованием их в практической степени.





Henryk Oleszycki

669.13.018:621.785

### O FERRYTYZACJI ŻELIWA SFEROIDALNEGO

W praktyce przemysłowej przeprowadza się różnymi metodami ferrytyzację żeliwa sferoidalnego. Na ogół po takiej obróbce otrzymuje się osnowę ferrytyczną z większą lub mniejszą ilością nierozłożonego cementytu kulkowego na granicach komórek eutektycznych. Przeprowadzone badania wykazały silny wpływ stanu początkowego żeliwa na proces ferrytyzacji i doprowadziły do wniosku, że ferrytyzacja najszybciej zachodzi w żeliwie nieobrobionym wstępnie /surowym/ oraz, że w żeliwie sferoidalnym należy raczej dążyć do otrzymania struktury ferrytu z cementytem kulkowym, aniżeli czystego ferrytu.

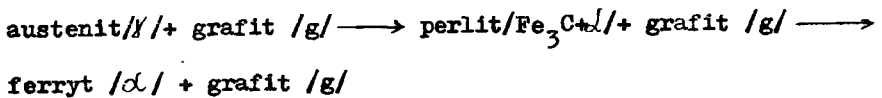
#### 1. Wstęp

Żeliwo sferoidalne ferrytyczne otrzymuje się z żeliwa perlitycznego, a częściej perlityczno-ferrytycznego na drodze obróbki cieplnej lub bezpośrednio w odlewie przez dobór odpowiedniego składu chemicznego przy stosowaniu specjalnych surówek [6].

Ferrytyzacja żeliwa sferoidalnego /i żeliwa szarego w ogóle następuje na drodze bezpośredniej lub pośredniej grafityzacji cementytu [7]. Grafityzacja bezpośrednia odbywa się według równania:



i rozpoczyna się w czasie chłodzenia po osiągnięciu temperatury eutektoidalnej. Grafityzacja pośrednia odbywa się według równania:



i zachodzi głównie w temperaturze podkrytycznej.

W praktyce ferrytyzację przeprowadza się trzema metodami: jednozabiegową - przez wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej, jednozabiegową dwustopniową - przez wyżarzanie w temperaturze tuż powyżej  $A_{r1}^D$  i bardzo wolne chłodzenie poniżej  $A_{r1}^k$ , dwuzabiegową - przez wyżarzanie w temperaturze nadkrytycznej z chłodzeniem w powietrzu do temperatury otoczenia i następnym wyżarzaniem w temperaturze podkrytycznej [1,2,3,4,6].

Wielu autorów opisując ferrytyzację żeliwa sferoidalnego stwierdza, że po wyżarzeniu otrzymuje się osnowę żeliwa o strukturze czysto ferrytycznej lub, przy źle dobranym składzie chemicznym, ferrytyczną ze śladami stabilnego cementytu kulkowego

na granicach kolonii eutektycznych [4]. Spotymane w publikacjach mikrofotografie struktur wykonane na próbkach w różnych fazach ferrytyzacji wykazują nieodmiennie, że proces ten rozpoczyna się przy graficie i kieruje się do granic komórek eutektycznych [1,4]. Ponieważ na tych obrazach struktur można wyodrębnić trzy strefy strukturalne poczynając od grafitu a więc: ferryt, perlit /ferryt/ z cementytem kulkowym, perlit płytkowy - powstała hipoteza, grafityzację cementytu poprzedza jego sferoidyzacja [4].

Przy tak przebiegającym procesie ferrytyzacji jak opisany wyżej, określenie jego kinetyki na drodze pomiarów strukturalnych jest bardzo trudne. Stosowane według [8] w metalografii ilościowej metody pomiarowe: liniowa, punktowa czy planimetryczna nie pozwalają na dokładne określenie składu strukturalnego, ponieważ granice między ferrytem a perlitem są niewyraźne. Między obu składnikami występuje bowiem strefa perlitu z cementytem kulkowym /a raczej ferrytu z cementytem kulkowym/. Według autora [5] strefa ta nie ma składu chemicznego jak również strukturalnego odpowiadającego eutektoidowi, wobec czego nie może być zaliczona ani do ferrytu ani do perlitu. W dodatku strefa ta ma różną szerokość.

## 2. Badania, ich cel i zakres

Przeprowadzono badanie nad ferrytyzacją żeliwa sferoidalnego o różnym stanie technologicznym początkowym. Badanie miało na celu ujawnienie wpływu stanu technologicznego żeliwa na prze-

bieg procesu ferrytyzacji. Skład chemiczny żeliwa podaje tablica 1. Żeliwo A posiadało w stanie surowym strukturę w pełni

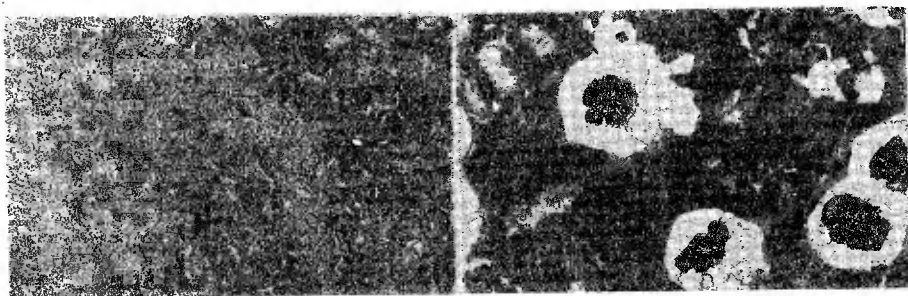
Tablica 1

## Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego

Gatunek żeliwa	Skład chemiczny w % wagowych							
	C	Si	Mn	P	S	C	Ni	Mg
A	2,92	2,74	0,83	0,08	0,011	0,20	0,14	0,04
B	3,10	3,00	0,45	0,06	0,008	0,10	0,10	0,05

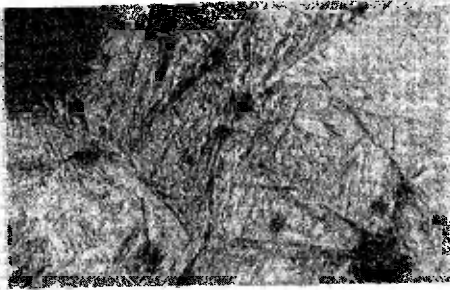
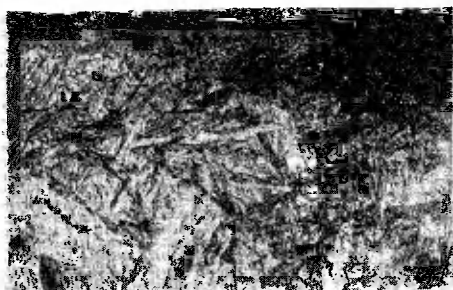
perlityczną, natomiast żeliwo B ferrytyczno - perlityczną

/rys.1,2/.



Rys.1. Żeliwo sferoidalne perlityczne A. Stan surowy. Zgład trawiony alk. roztw.  $HNO_3$ . Pow. 40x  
Rys.2. Żeliwo sferoidalne perlityczno-ferrytyczne B. Stan surowy. Zgład trawiony alk. roztw.  $HNO_3$ . Pow. 40x

Wszystkie zabiegi obróbki cieplnej przeprowadzono w warunkach zabezpieczających próbki przed odwęglaniem i utlenianiem. Warunki wyżarzania żeliwa przedstawiono w tablicy 2. Półgodzinne wygrzewanie podczas hartowania zapewniało należyłą austenityzację badanych próbek. Strukturę żeliwa po hartowaniu przedstawiają rysunki 3 i 4.



Rys. 3. Żeliwo sferoidalne, Stan hartowany 1223K-0,5godz./woda. Zgład trawiony alk. roztw.  $\text{HNO}_3$  Pow. 250 x

Rys. 4. Żeliwo sferoidalne A. Stan hartowany 1223K-6godz./woda. Zgład trawiony alk. roztw.  $\text{HNO}_3$ . Pow. 250 x

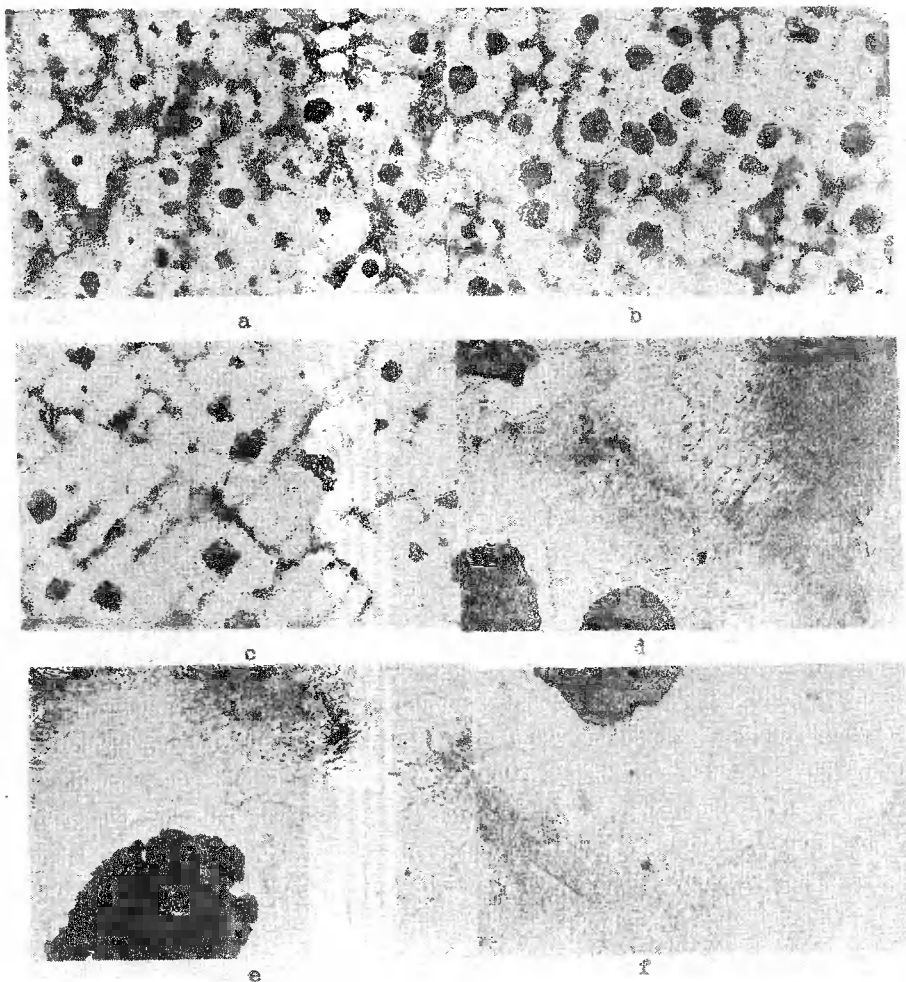
Tablica 2

Warunki wyżarzania żeliwa

Gatunek żeliwa	Wariant obróbki	Warunki wyżarzania w temperaturze nadkrytycznej	Warunki wyżarzania w temperaturze podkrytycznej
A	I	nie wyżarzane	983 K-0,75 1;5;3;6;12  24;48 godz.
	II	1323 K- 6 godz./w piecu 1153 K/ w powietrzu	
	III	1323 K- 24 godz./w piecu 1153 K/w powietrzu	
	IV	1323 K- 6 godz./w piecu	
	V	1323 K- 24 godz./w piecu	
	VI	1223 K- 0,5 godz./w wodzie	
	VII	1223 K- 6 godz./w wodzie	
B	VIII	nie wyżarzane	

### 3. Omówienie wyników

Obserwacja struktury próbek obrobionych według wariantu I wykazuje zmiany znane i opisywane. Ferrytyzacja rozpoczyna się od wydzielenia grafitowych i kieruje się ku granicom komórek eutektycznych i dendrytów. Z wyjątkiem początkowej fazy wyżarzania /do 3 godzin/ obserwuje się w strukturze próbek trzy strefy: ferrytu, ferrytu z cementytem kulkowym i ferrytu z cementytem płytkowym /perlit/. W fazie początkowej występują dwie strefy: ferrytu z cementytem kulkowym i ferrytu z cementytem płytkowym/perlit/. Charakterystyczna jest zmiana kontrastu struktury. Początkowo jednolicie szary obraz osnowy ulega silnemu skontrastowaniu na obszary jasne w pobliżu grafitu i ciemnoszare w oddaleniu. Kontrast ten najpierw narasta /do około 3 godzin/ po czym w miarę upływu czasu wyżarzania maleje. Miejsca jasne są ferrytem lub ferrytem z różną zawartością cementytu kulowego, miejsca ciemne ferrytem z cementytem płytkowym /perlitem/. Układ miejsc ciemnych wykazuje w wielu miejscach międzydendrytyczne rozłożenie. Cementyt pozostały w końcowej fazie wyżarzania jest znacznie zmieniony. Co prawda widoczne są wyraźne płytki cementytu, lecz na ogół płytki te można łatwo rozróżnić w przeciwieństwie do płytki struktury stanu surowego lub początkowych faz wyżarzania. Ferryt czysty w strukturze pojawia się po 6 godzinach wyżarzania i jego ilość rośnie w miarę upływu czasu /rys.5/.



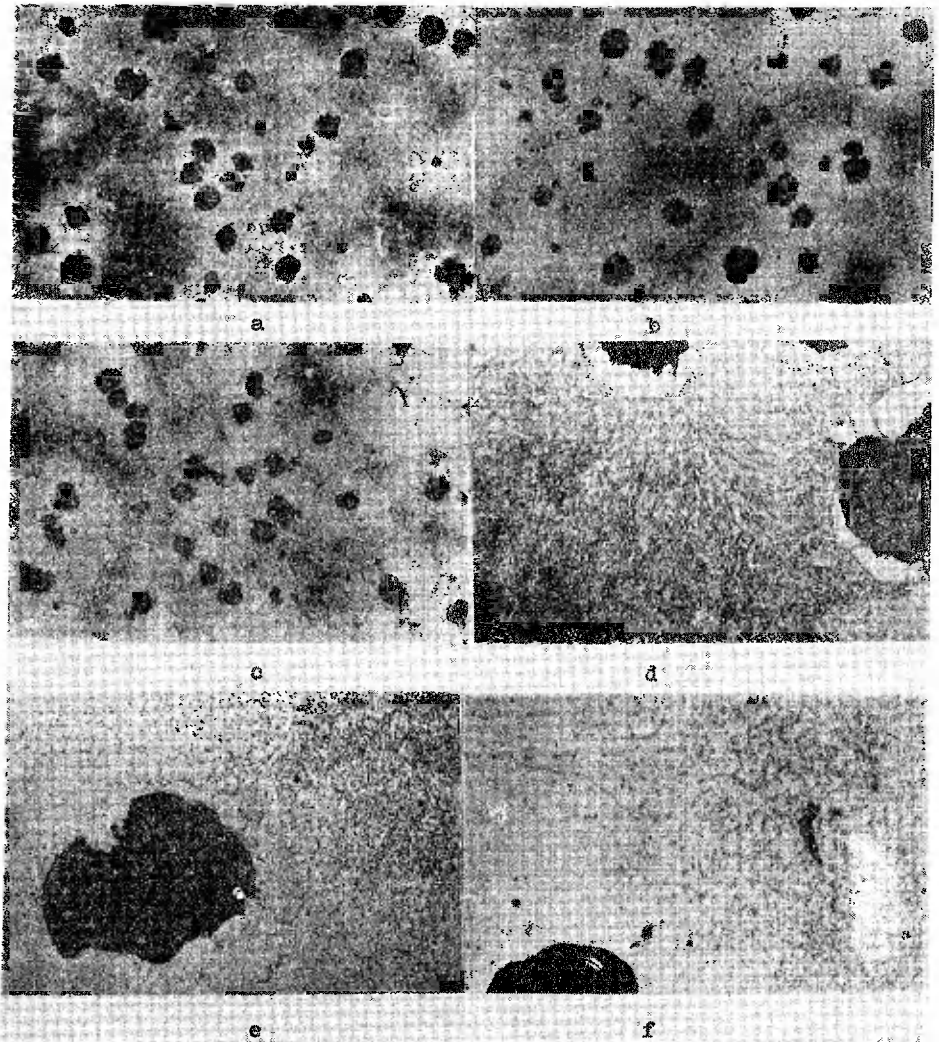
Rys.5. Żeliwo sferoidalne A nie austenitzowane po wyżarzaniu w temperaturze 983 K/710<sup>o</sup>C/ w czasie:  
 a,d/1,5 godz; b,e/ 6 godz; c,f/48 godz.  
 Traw.alk.roztw. HNO<sub>3</sub>. Pow.a,b,c - 40x, d,e,f - 250x



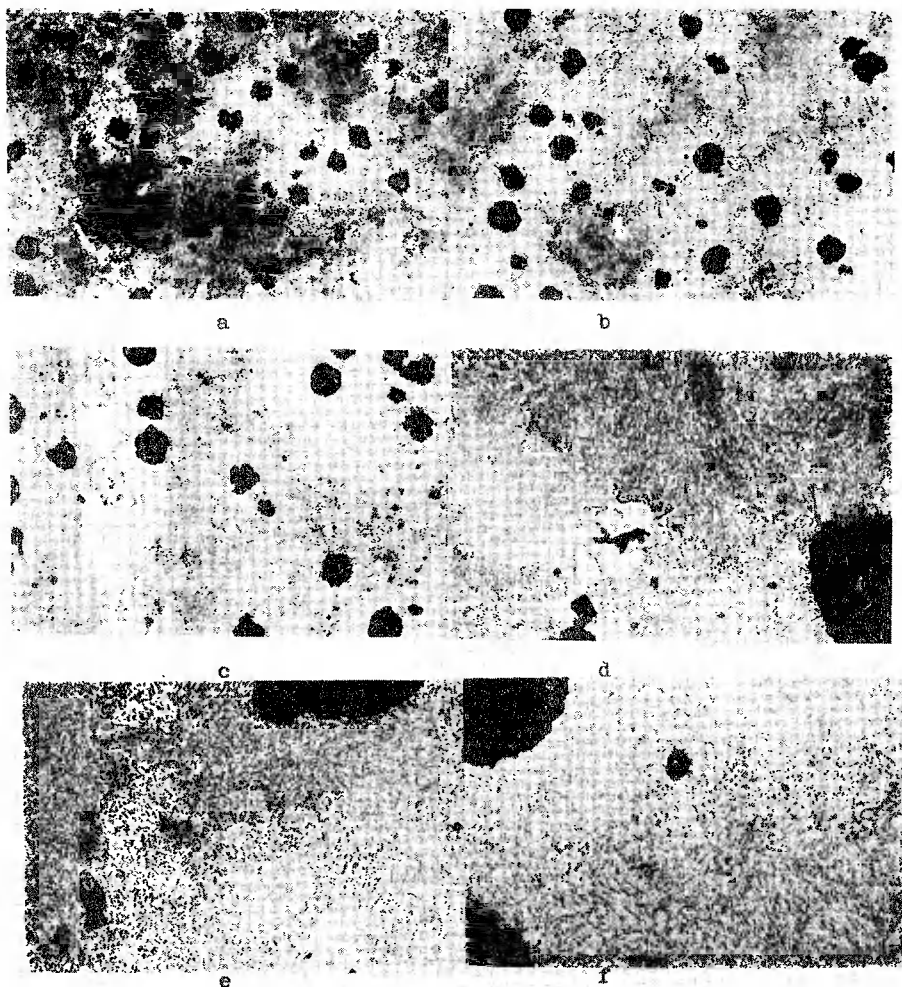
Ujednorodnienie żeliwa i jego normalizacja /wariant II i III/ w zdecydowany sposób wpływa na ferrytyzację. Na rysunku 6 przedstawione są obrazy struktury po 6, a na rysunku 7 po 24 godzinach ujednorodnienia. Podobnie jak poprzednio początkowa jednolita szara struktura ulega skonstrastowaniu, przy czym kontrast najpierw nasila się, a pod koniec wyżarzania maleje. Wyraźnie widać postępującą od grafitu ferrytyzację osnowy, jednakże nawet po najdłuższym czasie wyżarzania nie tworzą się obszary czystego ferrytu. Ferryt, który otacza wydzielenie grafitowe zawiera jeszcze nieznaczne ilości drobnych kulek cementytu /rys.6f/. Obserwuje się zmianę obrazu ciemnych miejsc /skupienie cementytu/. Zanika całkowicie międzydendrytyczne rozłożenie, pozostaje jedynie układ wskazujący na skupienie cementytu na granicach komórek eutektycznych. Sferoidyzacja cementytu występuje na całej powierzchni osnowy, silniejsza jest w pobliżu grafitu, a słabsza na granicach komórek eutektycznych. Po 48 godzinach wyżarzania praktycznie cały istniejący cementyt jest kulkowy. Wpływ ujednorodnienia jeszcze wyraźniej uwidacznia się po 24 godzinach austenitizowania /rys.7/. Skonstrastowanie obszaru osnowy jest bardzo słabe i podobnie jak poprzednio maleje w miarę wydłużania czasu wyżarzania. Układ ciemniejszych obszarów struktury jest podobny jak w próbach wyżarzanych według wariantu II. Ferrytu czystego również się nie otrzymuje. Po 48 godzinach w otoczeniu grafitu występuje ferryt

z bardzo dużą ilością kulkowego cementytu /rys.7f/. Sferoidyzacja cementytu jest niemal równomierna na całym obszarze osnowy i praktycznie należy uznać również granice komórek eutektycznych za obszary o cementycie kulkowym. Cechą odróżniającą zmiany strukturalne żeliwa ujednorodnionego i normalizowanego jest pojawienie się drobnych, zawartych wydzielań grafitu głównie w obszarach zagęszczenia cementytu /rys.6b i 7b/.

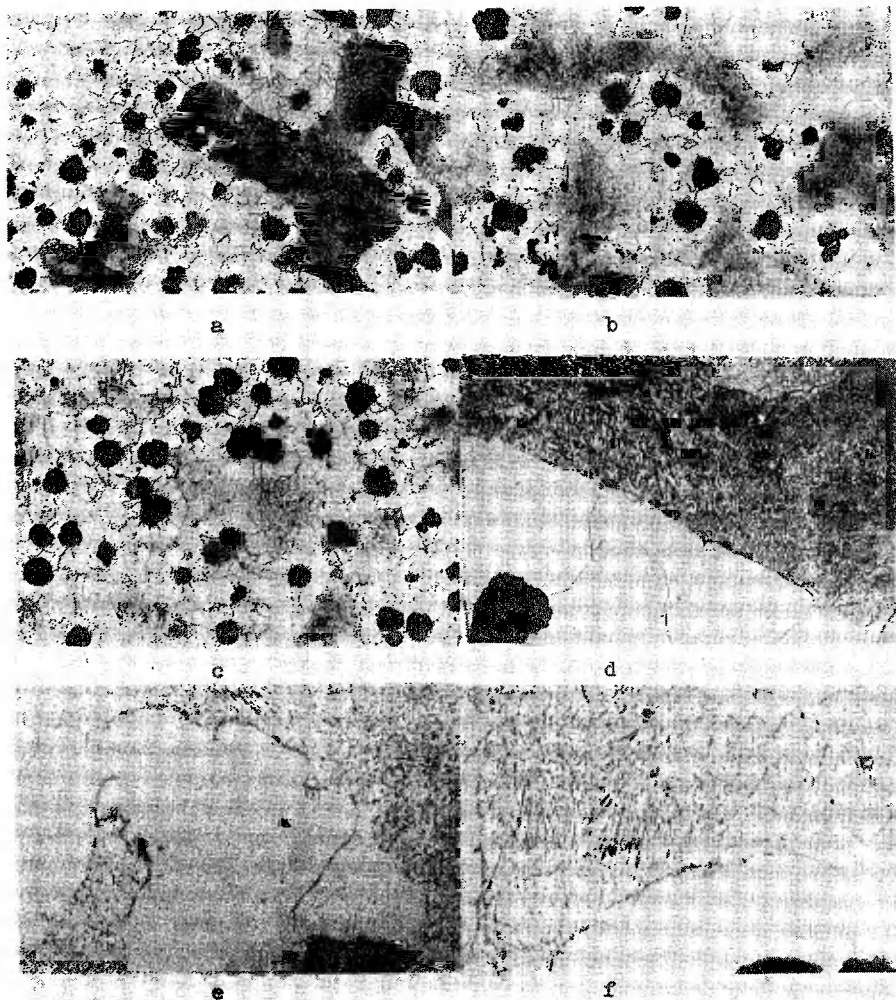
Jeszcze inaczej dokonują się zmiany struktury w próbkach chłodzonych po ujednorodnieniu w piecu. Rysunek 8 przedstawia obrazy struktur próbek ujednorodnionych przez 6 godzin, a rysunek 9 przez 24 godziny w temperaturze 1323 K /1050°C/. W jednym i drugim wypadku po austenityzowaniu otrzymuje się strukturę perlityczno-ferrytyczną. Podział struktury na obszary ferrytu czystego i perlitu, względnie po wyżarzaniu ferrytu z cementytem kulkowym, jest trwały. Wynik analizy ilościowej struktury wykonanej metodą punktową przedstawiony jest w tabeli 3. Z tabeli wynika, że ilość czystego ferrytu nie ulega zmianie w całym okresie wyżarzania w temperaturze podkrytycznej, wobec tego zmiany struktury odnoszą się do obszaru byłego perlitu. W próbkach wyżarzanych według wariantu IV zaznacza się w początkowym okresie wyżarzania nieznaczny kontrast, który maleje w miarę postępu czasu wyżarzania. Podobnie jest w próbkach wyżarzanych według wariantu V, lecz kontrast w obszarach perlitycznych jest tu słabszy niż w próbkach z wariantu IV. Po-



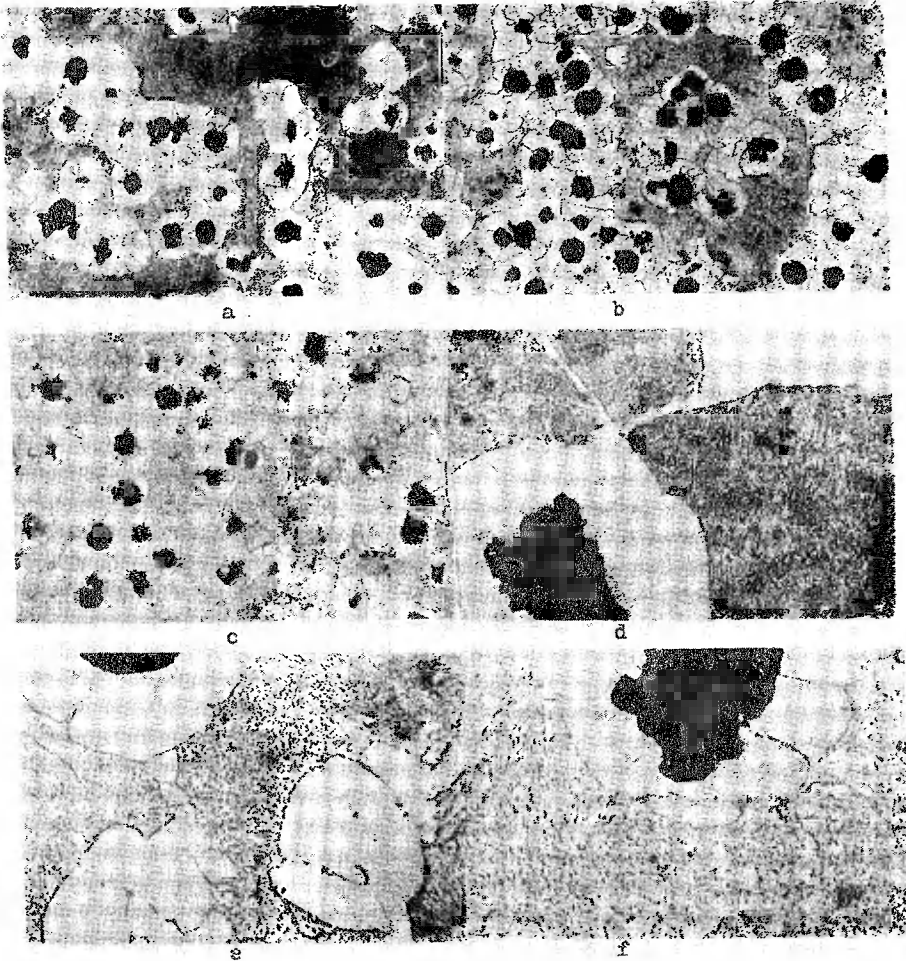
Rys.6. Żeliwo sferoidalne A austenityzowane w 1323 K /1050°C/ 6 godz. z chłodzeniem od 1153 K /880°C/ w powietrzu, po wyżarzaniu w temperaturze 983 K /710°C/ w czasie : a,d/ 1,5 godz., b,e/ 6 godz, c,f/ 48 godz. Traw. alk. roztw. HNO<sub>3</sub>. Pow.a,b,c-40x, d,e,f - 250x



Rys.7. Żeliwo sferoidalne A, austenitizowane w 1323 K /1050<sup>o</sup>C/ 24 godz. z chłodzeniem od 1153 K /880<sup>o</sup>C/ w powietrzu, po wyżarzaniu w temperaturze 983 K/710<sup>o</sup>C/ w czasie: a,d/ 1,5 godz., b,e/6 godz.,c,f/48 godz. Traw.alk.roztw. HNO<sub>3</sub>.Pow.a,b,c - 40x,d,e,f - 250x



Rys.8. Żeliwo sferoidalne A, austenityzowane w 1323 K /1050°C/  
 6 godzin z chłodzeniem w piecu, po wyżarzaniu w tempera-  
 turze 983 K /710°C/ w czasie:  
 a,d/1,5 godz., b,e/ 6 godz., c,f/ 48 godz. Traw. alk.  
 roztw.  $\text{HNO}_3$ . Pow. a,b,c - 40 x, d,e,f- 250 x



Rys.9. Żeliwo sferoidalne A, austenityzowane w 1323 K /1050°C/ 24 godz. z chłodzeniem w piecu, po wyżarzaniu w temperaturze 983 K /710°C/ w czasie: a,d/1,5 godz., b,e/ 6 godz., c,f/48 godz. Traw.alk.roztw. HNO<sub>3</sub>. Pow. a,b,c - 40x, d,e,f - 250x

Tablica 3

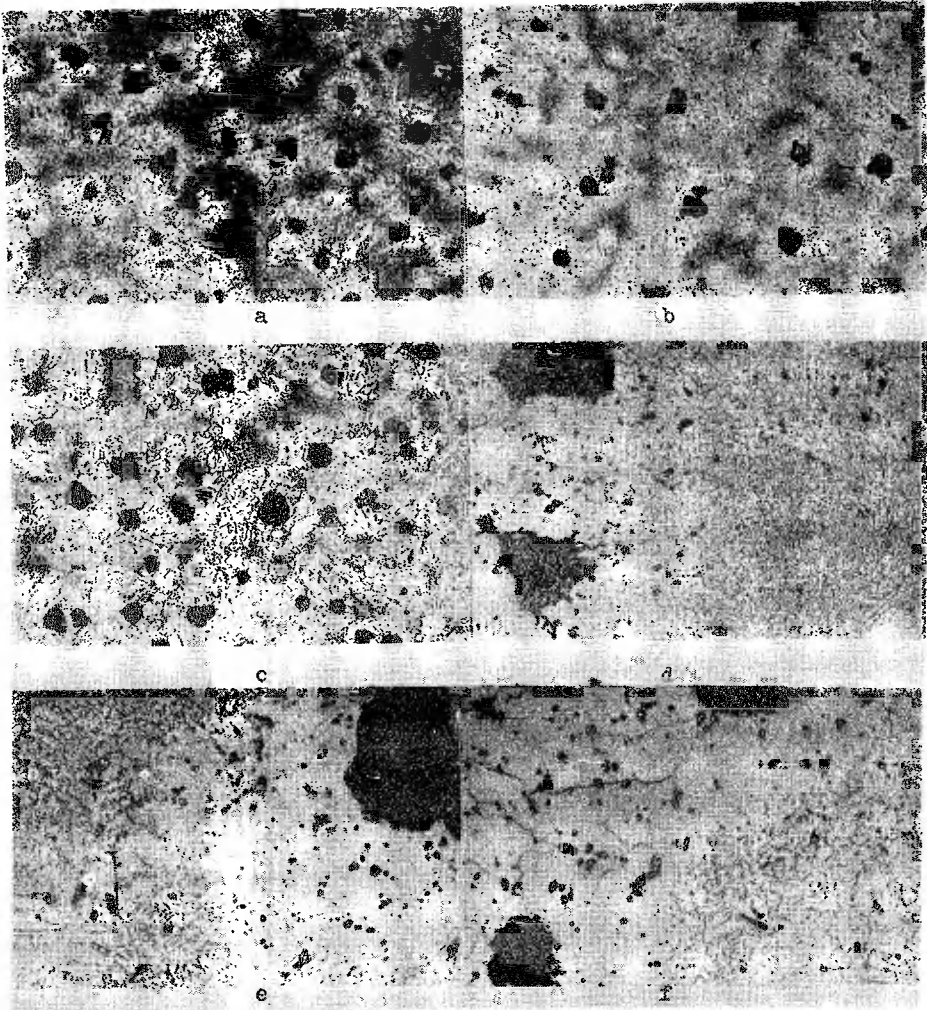
Zawartość procentowa ferrytu w osnowie  
żeliwa A po wyżarzaniu

Wariant obróbki cieplnej	Czas wyżarzania w temperaturze podkrytycznej w godzinach					
	1,5	3	6	12	24	48
IV	51,3	54,7	55,3	53,8	54,8	55,5
V	29,5	33,0	32,0	32,8	30,5	31,3

dobnie jak to miało miejsce w próbkach ujednorodnionych i normalizowanych, również w próbkach ujednorodnionych i chłodzonych w piecu powstają nowe, drobne wydzielenia zawartego grafitu z tą różnicą, że występują one jedynie w obszarach byłego perlitu /rys. 8b i 9b/. Cementyt w obszarach byłego perlitu ulega sferoidyzacji i pod koniec wyżarzania otrzymuje się mieszaninę ferrytu z praktycznie całkowicie sferoidalnym cementytem. Porównanie struktur obszarów poperlitycznych na rysunkach 8f i 9f ze strukturami na rysunkach 6f i 7f nie wykazuje istotnych różnic.

Zdecydowanie inny przebieg, choć nie pozbawiony pewnych podobieństw, mają zmiany struktury w żeliwie hartowanym podczas wyżarzania w temperaturze podkrytycznej /wariant VI i VII/.

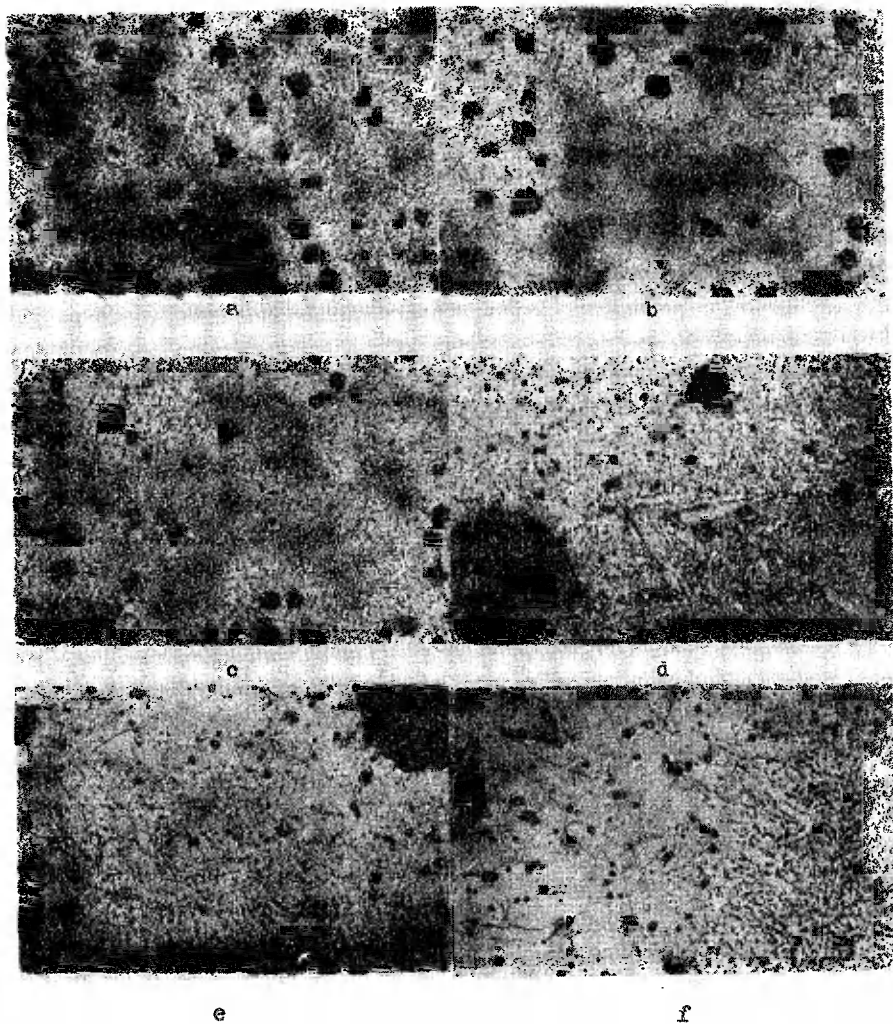
Rysunek 10 przedstawia obrazy struktury żeliwa, które przy hartowaniu było austenityzowane przez czas 0,5 godziny, a rysunek 11 - żeliwa austenityzowanego przez czas 6 godzin. Charakterys-



Rys.10. Żeliwo sferoidalne A, austenityzowane w 1323 K /1050°C/  
0,5 godziny z chłodzeniem w wodzie, po wyżarzaniu w tem-  
peraturze 983 K /710°C/ w czasie:

a,d/ 1,5 godz., b,e/ 6 godz., c,f/ 48 godz. Traw.alk.roztw.  
HNO<sub>3</sub>. Pow. a,b,c - 40x, d,e,f - 250x





Rys.11. Żeliwo sferoidalne A, austenityzowane w 1323 K /1050°C/ 6 godzin z chłodzeniem w wodzie, po wyżarzaniu w temperaturze 983K /710°C/ w czasie:

a,d/ 1,5 godz., b,e/ 6 godz., c,f/ 48 godz. Traw.ald. roztw.  $\text{HNO}_3$ . Pow. a,b,c - 40x, s,e,f - 250x

tyczne dla tych wariantów jest to, że cementyt od najkrótszego czasu wyżarzania ma formę kulkową. W wariacie VI już po krótkim czasie wyżarzania w obrazie struktury pojawia się dość silny kontrast, który po dłuższym czasie wyżarzania maleje. Układ miejsc ciemnych /miejsc zagęszczenia wydzieleni cementytowych / jest podobny do układu występującego na rysunkach 5a,b,c, jest jednak mniej ostry. W trakcie wyżarzania w okolicy grafitu tworzy się ferryt, którego ilość rośnie w miarę upływu czasu. Ferryt pojawia się zarówno w próbkach austenitizowanych 0,5 jak też 6 godzin. Tym różnią się zmiany strukturalne w żeliwie hartowanym w porównaniu z żeliwem normalizowanym, w którym po 6 godzinach austenitizowania czysty ferryt w ogóle się nie pojawia.

W próbkach wyżarzanych według wariantu VII także pojawia się kontrast struktury równie silny jak poprzednio, jednakże różniący się brakiem międzidendrytycznego rozłożenia miejsc ciemnych. Różnica między strukturą obszarów ferrytyczno-cementowych w próbkach wyżarzanych według obu wariantów polega na tym, że w próbkach dłużej austenitizowanych pomartenzytyczny układ kulek cementytu jest bardziej wyraźny i zachowuje się do najdłuższego czasu wyżarzania. W obu wariantach w strukturze wyżarzanych próbek pojawiają się bardzo liczne, drobne i najczęściej sferoidalne wydzielenia grafitu /rys. 10f i 11f/.

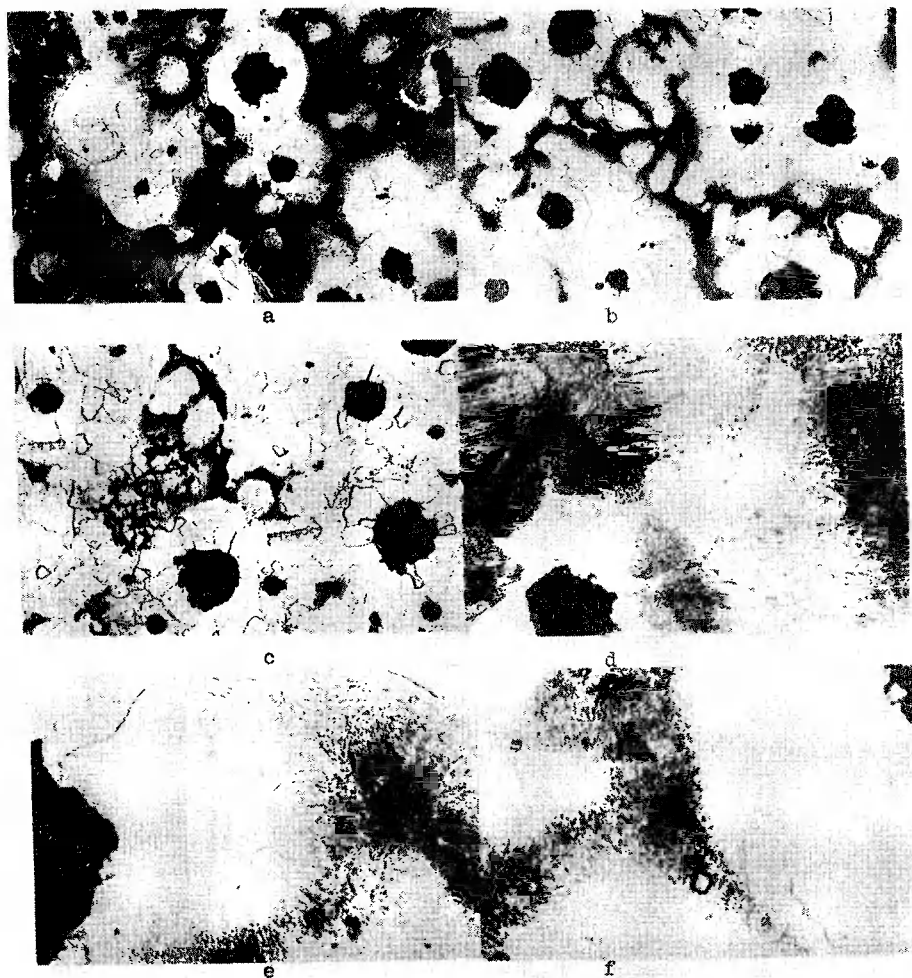
Użycie do wyżarzania żeliwa B, które w stanie surowym miało strukturę perlityczno-ferrytyczną miało na celu porównanie

zmian jego struktury w czasie wyżarzania w temperaturze podkrytycznej ze zmianami w strukturze żeliwa perlitycznego obrabianego według wariantu I.

Rysunek 12 przedstawia obrazy struktur tegoż żeliwa po różnych czasach wyżarzania w temperaturze 983 K /710°C/. Obserwacja struktury próbek wykazała, że nie ma żadnych istotnych różnic w zmianach struktury między obydwoma rodzajami żeliwa. Ferryt występujący w strukturze stanu surowego nie wpływa na charakter zmian. Granice tego ferrytu są już słabo rozpoznawalne w strukturze próbki wyżarzanej w czasie 3 godzin i zupełnie nierozpoznawalne w strukturze próbek wyżarzanych w dłuższym czasie.

Z przeprowadzonych badań wynika w sposób oczywisty, że jedynie w żeliwie ujednorodnionym i chłodzonym w piecu istnieje możliwość określenia składu strukturalnego po dowolnym czasie wyżarzania w temperaturze podkrytycznej. Jednakże pomiary takie są nieprzydatne dla określenia kinetyki ferrytyzacji. W pozostałych przypadkach pomiar ilości utworzonego w wyniku grafityzacji pośredniej, ferrytu obarczony będzie błędem. Najmniejszy stosunkowo błąd popełni się przy ocenie struktury ferrytyzowanego żeliwa w stanie surowym.

Oceniając przez obserwację szybkość procesu ferrytyzacji i ilość ferrytu po zakończeniu wyżarzania widać, że żeliwo surowe najszybciej ulega ferrytyzacji. W pozostałych przypadkach ferrytyzacja przebiega wolniej. W przypadku znacznego ujednorodnienia, otrzymanie czystego ferrytu jest bardzo trudne, a przy



Rys.12. Żeliwo sferoidalne B, nie austenityzowane, po wyżarzeniu w temperaturze 983 K /710 °C/ w czasie:

a,d/ 1,5 godz., b,e/ 6 godz., c,f/48 godz. Traw.alk. roztw.  $\text{HNO}_3$ . Pow. a,b,c - 40x, d,e,f - 250x

określonym składzie chemicznym może być niemożliwe.

Wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej prowadzi do otrzymania silnej lub słabej niejednorodności strukturalnej, przy czym można wyodrębnić w każdej komórce eutektycznej i dendrycie trzy strefy: ferrytu w pobliżu grafitu i centrum dendrytu, dalej ferrytu z cementytem kulkowym i perlitu /lub ferrytu z cementytem płytkowym/ bliżej granic komórek eutektycznych i dendrytów. Ujednorodnienie wpływa na zmniejszenie lub brak strefy ferrytu /jeżeli ten nie występował w stanie surowym/, zmniejszenie lub zanik strefy perlitu i silne powiększenie strefy ferrytu z cementytem kulkowym. Szerokość tej strefy rośnie z przedłużeniem czasu ujednorodnienia tak, iż po 24 godzinach ujednorodnienia można praktycznie ocenić, że cała osnowa żeliwa stanowi tę strefę. A zatem ujednorodnienie sprzyja otrzymywaniu w osnowie struktury ferrytu z cementytem kulkowym. Jednakże ten wpływ ujednorodnienia jest korzystny tylko dla żeliwa normalizowanego. Żeliwo hartowane po wyżarzaniu w temperaturze podkrytycznej wykazuje również niejednorodność strukturalną, przy czym można, po odpowiednio długim czasie wyżarzania, otrzymać strefę ferrytu w pobliżu pierwotnych wydzieleni grafitowych i strefę ferrytu z cementytem kulkowym w pewnym oddaleniu. Przy krótkich czasach wyżarzania cała osnowa ma strukturę ferrytu z cementytem kulkowym, jednakże zagęszczenie cementytu rośnie w kierunku od grafitu pierwotnego do granic komórek eutektycznych. Ujednorodnienie po-

łączone z bardzo wolnym chłodzeniem /w piecu/ prowadzi do otrzymania struktury ferrytyczno-perlitycznej. Wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej wywołuje jedynie zmiany w perlicie, który ulega przemianie na strukturę ferrytu z cementytem kulkowym, natomiast ilość ferrytu czystego nie ulega żadnej zmianie.

Wspólną zatem cechą struktur żeliwa, otrzymanego po wyżarzaniu w temperaturze podkrytycznej jest niejednorodność strukturalna. Intensywność tej niejednorodności jest zależna od stanu początkowego żeliwa. Najsilniejsza jest dla żeliwa w stanie surowym, a słabsza dla żeliwa ujednorodnionego. Przedłużenie czasu ujednorodnienia zmniejsza intensywność niejednorodności strukturalnej.

Uzyskana w żeliwie po wyżarzaniu w temperaturze podkrytycznej niejednorodność strukturalna wskazuje na jej prosty związek z niejednorodnością /segregacją/ chemiczną. Wiadomo, że występujący zwykle w żeliwie krzem wykazuje segregację odwrotną, a mangan prostą. Ponieważ oba te pierwiastki oddziałują zdecydowanie różnie na grafityzację, stąd istnienie segregacji sprzyjać będzie otrzymywaniu niejednorodności strukturalnej w czasie wyżarzania w temperaturze podkrytycznej i to tym silniejszej, im silniejsza jest segregacja chemiczna. Ujednorodnienie zmniejsza segregację chemiczną, a więc powinno zmniejszyć niejednorodność strukturalną, co stwierdzono w niniejszych badaniach. Segregacja strukturalna może stać się miarą segregacji chemicznej, jeżeli znajdzie się miarą dla niejednorodności strukturalnej.

W badaniach stwierdzono nieco odmienny charakter w rozłożeniu zagęszczenia cementytu /miejsc ciemnych/ w żeliwie surowym w porównaniu do żeliwa ujednorodnionego. Zagęszczenie cementytu na peryferyjnych obszarach komórek eutektycznych wykazuje silną zmienność w żeliwie surowym i pewną równomierność w żeliwie ujednorodnionym. Zjawisko to należy wiązać z segregacją w dendrytach.

Oba badane żeliwa A i B są podeutektyczne, wobec czego w ich strukturze występują dendryty. Otóż wspomiana różnica w układzie zagęszczonego cementytu w żeliwie surowym wskazuje także na segregację dendrytyczną. Nieznaczne ujednorodnienie jakie otrzymano w żeliwie obrobionym według wariantu VI powoduje zmniejszenie tejże segregacji, a znaczniejsze ujednorodnienie /wariant II, III, IV, V i VII/ wywołuje prawdopodobnie jej zanik, a w każdym razie zanik niejednorodności strukturalnej. Segregacja w komórkach eutektycznych jest znacznie trudniejsza do usunięcia i jak wiadomo nawet najdłuższe wyżarzanie nie jest w stanie jej całkowicie usunąć.

#### 4. Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych badań można wyciągnąć następujące wnioski:

1. Spośród przebadanych stanów początkowych żeliwa ferrytyzacja zachodzi najszybciej dla stanu surowego. Wymagany jest jed -

nak odpowiedni skład chemiczny /mało składników utrudniają -  
cych grafityzację/.

2. Austenityzacja żeliwa połączona z wolnym i ciągłym chłodze-  
niem może nie doprowadzić przy złym składzie chemicznym do  
ferrytyzacji całkowitej. Otrzymany po austenityzacji perlit  
zachowuje swoją objętość zmieniając wskutek grafityzacji  
ilość cementytu, który przyjmuje formę kulkową.
3. Austenityzacja żeliwa połączona z chłodzeniem w powietrzu wy-  
bitnie utrudnia ferrytyzację. Tego rodzaju obróbka wstępna  
jest wielce przydatna dla wyżarzania sferoidyzującego.
4. Hartowanie żeliwa nie przyspiesza ferrytyzacji w stosunku  
do stanu surowego. Jeżeli w porównaniu do stanu normalizowa-  
nego ferrytyzacja następuje szybciej, należy to przypisać  
szczególnemu oddziaływaniu ferrytu pomartenzytycznego.
5. Wydaje się, że obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego dla o -  
siągnięcia struktury ferrytycznej jest bezcelowa. Żeliwo ta-  
kie można otrzymać wyłącznie na drodze odlewniczej. Obróbka  
ta powinna być zastąpiona wyżarzaniem sferoidyzującym, po któ-  
rym otrzymuje się wysokie właściwości plastyczne przy jesz -  
cze wysokich właściwościach wytrzymałościowych, a taki układ  
właściwości jest bardziej przydatny.



## Literatura

1. Bradshaw J.: Effect of annealing on the structure and hardness of s.-g. irons. Foundry Trade J., 1968; s.125.
2. Bylica A., Sakwa W.: Dobór parametrów dwustopniowego wyżania grafityzującego żeliwa sferoidalnego w świetle nowych badań. VI Konferencja PAN-STOP, Katowice, 1968; s.167.
3. Cox G.I.: The Ferritisations of S.G.Cast Iron by the Controlled-Cooling Process. Metalurgia 1961; s.15,64,384.
4. Drapal S.: Grafitisace perlitickeho cementitu tvarne litiny za podeutektoidnich teplot. Hutnicke Listy, 1958; nr 1, s. 42.
5. Podrzucki Cz., Kalata Cz.: Metalurgia i Odlewnictwo żeliwa. Wyd."Śląsk". Katowice 1971.
6. Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. Wyd.II Warszawa 1974, WNT.
7. Oleszycki H.: Istotne żeliwo sferoidalne z cementytem kulkowym. Przegląd Odlewnictwa. 1973; nr 10, s.332.
8. Ryś J. Wstęp do metalografii ilościowej. Katowice 1970 "Śląsk".

## ON FERRITIZATION OF SPHEROIDAL CAST IRON

## Summary

In industry practice the ferritization of spheroidal cast iron is carried out by applying different methods. Generally after such processing a ferritic groundmass with larger or smaller quantity of decomposed divorced cementite within the range of eutectic cells is obtained. The carried out tests have shown strong influence of initial state of cast iron on the ferritization on process, leading to the conclusion, that ferritization appears

most rapidly with initially untreated /raw/ cast iron and that with spheroidal cast iron one should rather endeavour to obtain a ferrite structure with divorced cementite than clear ferrite.

### О ФЕРРИТИЗАЦИИ СФЕРОИДИЗОВАННОГО ЧУГУНА

#### Резюме

В промышленной практике различными методами проводится ферритизация сфероидизованного чугуна. В основном после такой обработки получаем ферритную основу с большим или меньшим содержанием неразложившегося глобулярного цемента на границах эвтектических ячеек. Проведенные исследования выявили сильное влияние начального состояния чугуна на процесс ферритизации и привели к выводу, что быстрее всего ферритизация происходит в необработанном первоначально чугуне и что в сфероидизованном чугуне следует стремиться, прежде всего, к получению структуры феррита с цементом глобулярным, а не чистого феррита.



Henryk Oleszycki

620.1

**SPEROIDYZACJA CEMENTYTU EUTEKTOIDALNEGO W ŻELIWIE  
BEZ UDZIAŁU GRAFITYZACJI**

Sferoidyzacja cementytu w żeliwie dokonuje się jednocześnie z jego grafityzacją. Mimo, że teoretycznie proces sferoidyzacji może poprzedzać proces grafityzacji, to jednak w praktyce badawczej nie udało się uzyskać takich warunków wyżarzania, w których wyraźnie wystąpiłaby jedynie sferoidyzacja cementytu. Poniżej przedstawiono przypadek dotyczący żeliwa szarego zwykłego, w którym stwierdzono wystąpienie procesu sferoidyzacji cementytu bez jednoczesnego udziału grafityzacji.

Czynnikiem napędowym procesu sferoidyzacji cementytu w stali wyżarzanej w temperaturze podkrytycznej uznaje się powszechnie napięcie powierzchniowe na granicy faz cementyt - ferryt [4, 6, 8, 11, 12]. Czynnikiem ten jest również uznawany dla procesu sferoidyzacji cementytu w żeliwie ciągliwym lub sferoidalnym, z tym jednak, że dominującym procesem podczas wyżarzania tych tworzyw w temperaturze podkrytycznej jest proces grafityzacji, czyli roz-

pad cementytu eutektoidalnego [2,3,9]. W związku z tym uważa się, że proces sferoidyzacji cementytu w żeliwie spowodowany działaniem napięcia powierzchniowego poprzedza proces grafityzacji [2,3]. Autor badając mechanizm sferoidyzacji cementytu w żeliwie sferoidalnym [5] stwierdził, że zachodzi ona w okresie pierwszym tj. przed rozpoczęciem grafityzacji i w okresie trzecim tj. po zakończeniu grafityzacji. Natomiast w okresie, w którym zachodzi grafityzacja cementytu, sferoidyzacja jest wynikiem grafityzacji. W żeliwie często trudno jest oddzielić okres sferoidyzacji pod wpływem napięcia powierzchniowego od okresu sferoidyzacji spowodowanej grafityzacją.

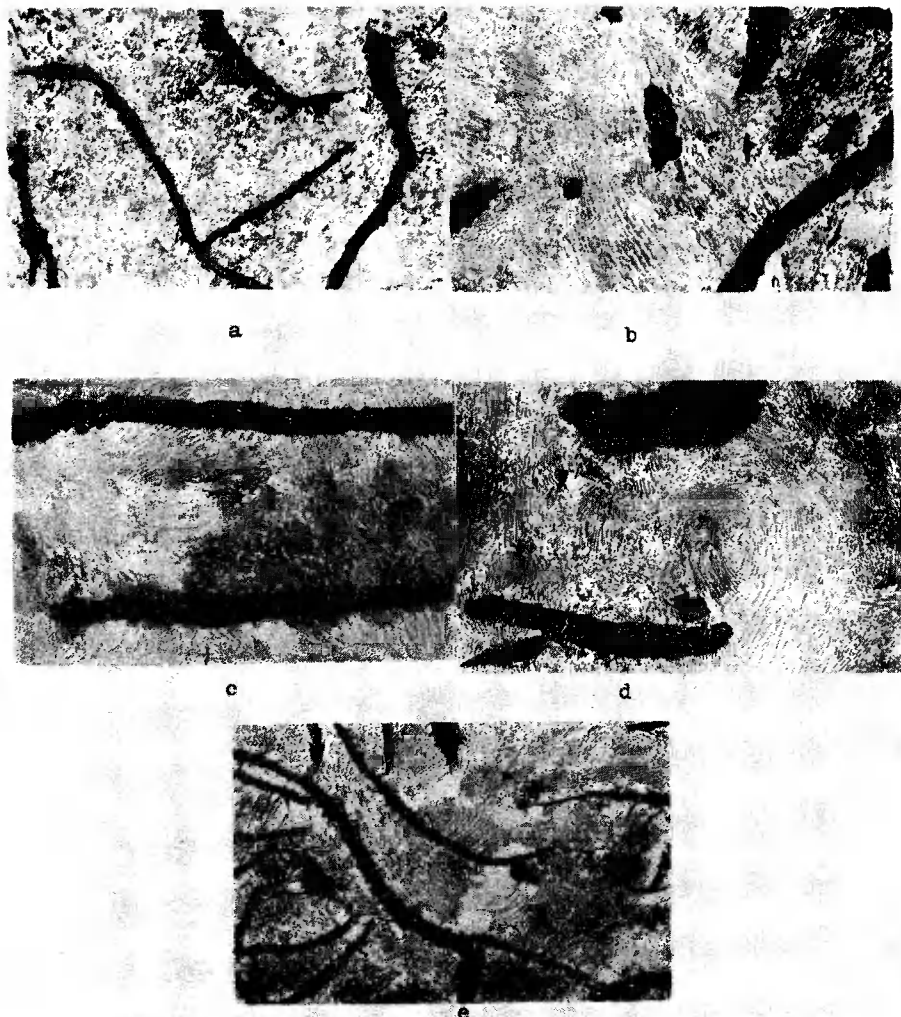
Panuje na ogół powszechny pogląd, że grafityzacja, a również sferoidyzacja cementytu w żeliwie rozpoczyna się przy wydzieleniach grafitowych i w miarę upływu czasu /przy wyżarzaniu izotermicznym/ przemieszcza się ku granicom komórek eutektycznych. Jednocześnie proces ten pozostawia koło grafitu mniej lub bardziej wyraźne otoczki ferrytu i przy odpowiednim składzie chemicznym, resztkowy sferoidalny cementyt na granicy komórek eutektycznych względnie doprowadza do całkowitej ferrytycznej osnowy [2].

Nie napotkano w literaturze wzmianki o wyraźnej sferoidyzacji cementytu eutektoidalnego w żeliwie bez udziału grafityzacji. W oparciu o dotychczasową wiedzę można by wnioskować, że proces taki mógłby wystąpić w okresie pierwszym w odpowiednio

niskiej temperaturze, w której grafityzacja nie zachodziłaby lub jej początek zostałby przesunięty do bardzo długich czasów wygrzewania. Uważa się najczęściej, że proces grafityzacji w żeliwie rozpoczyna się w temperaturze wyższej od 623 K /350°C/, przy czym do 723 K/450°C/ szybkość rozpadu cementytu jest bardzo mała [1]. Ponieważ jednak badania przedstawione w [1] nie przekraczały 710 godzin, a proces grafityzacji jest zależny nie tylko od temperatury, ale również od wielu innych czynników [7], należy spodziewać się, że faktycznie grafityzacja może rozpocząć się również w niższej temperaturze, lecz po odpowiednio długim czasie wygrzewania.

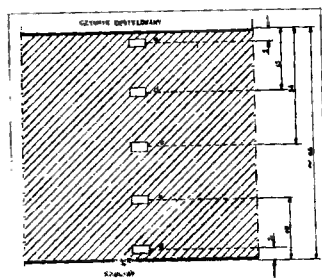
Podczas badań związanych z określeniem przyczyn pęknięcia kotła destylatora N-etanolaniliny napotkano na charakterystyczne zmiany kształtu cementytu eutektoidalnego wskazujące na jego sferoidyzację. Jednocześnie cementyt ten był równomiernie rozłożony w osnowie ferrytu /perlit/ bez względu na odległość od grafitu. Wspomniany kocioł wykonany był z żeliwa szarego i pracował przez okres ośmiu lat. Temperatura w kotle w trakcie destylacji wynosiła 483 K /210°C/. Grubość ścianki kotła wynosiła około 66 mm /pomiar wykonano na wycinku ze zniszczonego kotła/.

Rysunek 1 przedstawia obrazy struktury żeliwa kotła wykonane w miejscach wskazanych na rysunku 2. Jak wynika z przedstawionych obrazów, żeliwo jest perlityczne z miejscowymi wystąpieniami eutektyki fosforowej /na rysunkach nie uwidocznione /



Rys.1. Struktury żeliwa w miejscach wskazanych na rysunku 2

Traw.alk.roztw.  $\text{HNO}_3$  Pow. 250x



Rys.2. Schemat wycinka ścianki odlewu kotła. Litery wskazują miejsca wykonania fotografii. Cyfry oznaczają odległość w mm od krawędzi ściany kotła.

oraz drobnych siarczków. Struktura na rysunku 1a charakteryzuje się wyraźnie silnie sferoidyzowanym kształtem cementytu. Na rysunku 1b stopień sferoidyzacji jest mniejszy, natomiast na pozostałych rysunkach 1c, d i e jest on typowy dla struktury żeliwa w stanie surowym /po odlaniu bez obróbki cieplnej/. Rozłożenie sferoidyzowanego cementytu na rysunkach 1a oraz 1b jest równomierne. Struktury te jak i pozostałe, nie wykazują istnienia żadnych otoczek ferrytycznych ani też zmniejszenia ilości cementytu w otoczeniu grafitu, co świadczy o tym, że w żeliwie nie zaszedł proces grafityzacji.

Przeprowadzone ilościowe badania grafitu metodą siatki punktów [10] wykazały następujące zawartości grafitu:



miejsce pomiaru /wg rys.2/	a	b	c	d	e
ilość grafitu w %	15,6	12,5	-	16,8	14,6

Ponieważ ewentualna grafityzacja byłaby niezmiernie mała, a ponadto nie znana była zawartość grafitu w odlewie kotła przed jego użytkowaniem, powyższe badanie nie pozwala na jakiegokolwiek wnioskowanie.

Trudno jest określić jaka temperatura panowała w ścianie odlewu po stronie nagrzewanej, ponieważ nie było możliwości przeprowadzenia pomiaru temperatury. Można sądzić, że temperatura ta była niższa od  $623\text{ K}/350^{\circ}\text{C}/$ .

Mimo tego przedstawiony przykład wskazuje, że proces sferoidyzacji cementytu pod działaniem napięcia powierzchniowego a bez udziału grafityzacji istnieje. Przykład ten dowodzi, że pierwszy okres sferoidyzacji żeliwa jak wykazywano w pracach [2,5] ma miejsce.

## Literatura

1. Adajan A.A. i inni: Niskotemperaturnyj odżig czugunnych die-talej. MITOM. Nr 1, str. 70, 1968.
2. Drapal St.: Grafitisace perlitickeho cementitu tvarne litiny za podewtektoidnich teplot. Hutnicke'Listy. Nr 1, str. 42. 1958 r.
3. Drapal St.: Einfluss von Mangan auf die Stabilisierung und Zerfallkinetik des Zementits im Temperguss. Freiburger Fo-rschungs hefte.
4. Haudremont E.: Handbuch der Sonderstahlkunde. Springer Ver-lag, Berlin 1956.
5. Oleszycki H.: Badania mechanizmu sferoidyzacji cementytu eu-tektoidalnego w żeliwie sferoidalnym. PAN Praca Komisji Metalurgiczno-Odlewniczej. Metalurgia 19. Warszawa-Kraków. 1972. Str. 83.
6. Piaskowski J.: Koagulacja cementytu w stali nadeutektoidalnej. Praca Głównego Instytutu Odlewnictwa. 1951. Nr 1 str. 43.
7. Podrzucki Cz., Kalata Cz.: Metalurgia i odlewnictwo żeliwa. Wydawn. "Śląsk". Katowice 1971.
8. Praca zbiorowa pod redakcją Stauba F.: Atlas metalograficzny struktu - Stal. WNT. Warszawa 1964.
9. Rączka J.: Koagulacja cementytu eutektoidalnego w perlitycznym żeliwie ciągliwym. Praca Instytutu Odlewnictwa. 1953. Nr 3, Str. 28.
10. Ryś J.: Wstęp do metalografii ilościowej. Wyd. Śląsk. Katowice 1970 r.
11. Schrader A., Rose A.: De Ferri Metallographia. II Verlag Stableisen mbH. Dusseldorf. 1967.

12. Schuman H.: Metallographia. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig 1960.
13. Sędzierski K.: Wyniki badań Nr 19/73. GP-104/73. WSI-Budgoszcz 1973 r.

EUTOCTOID CEMENTITE SPHEROIDATION IN CAST IRON WITHOUT  
ANY SHARE OF GRAPHITIZATION

Summary

Cementite spheroidation in cast iron is carried out together with its graphitization.

Though theoretically the spheroidation process can be proceeded by graphitization process, nevertheless in research practice it has not been succeeded to obtain such annealing conditions where only cementite spheroidation could distinctly appear. A case has been presented concerning simple, grey cast iron, where the appearance of cementite spheroidation has been observed without any share of graphitization.

СФЕРОИДИЗАЦИЯ ЭФТЕКТОИДАЛЬНОГО ЦЕМЕНТА  
В ЧУГУНЕ БЕЗ УЧАСТИЯ ГРАФИТИЗАЦИИ

Резюме

Сфероидизация цемента в чугунах проводится одновременно с его графитизацией. Несмотря на то, что теоретически процесс сфероидизации может опережать процесс графитизации всё таки в исследовательской практике не удалось получить таких условий прокаливания, в которых чётко выступила бы только сфероидизация цемента. Ниже представлен случай касающийся серого обычного чугуна, в котором констатировано появление процесса сфероидизации цемента без одновременного участия графитизации.

Henryk Oleszycki  
Stanisław Dymski  
Edward Sobociński

664.01 621.73 1.30.

WPŁYW OBRÓBKI CIEPLNEJ NA TRWAŁOŚĆ OSTRZA NOŻY DO KRAJARKI  
WŁÓKNA SZTUCZNEGO

Na podstawie wyników badań laboratoryjnych i eksploatacyjnych ustalono optymalne parametry hartowania noży do cięcia włókna, wykonanych z ledeburytycznej stali SC25 dla osiągnięcia dobrej trwałości ostrza.

W badaniach stwierdzono, że czynnikiem decydującym o poziomie trwałości ostrza noży do cięcia włókna nie jest sama twardość stali SC25, lecz także jej struktura po hartowaniu i odpuszczaniu.

Zarówno twardość jak też struktura tej stali są zależne od parametrów hartowania. Temperatura hartowania za niska lub za wysoka powoduje ten sam skutek - obniżenie trwałości ostrza noży. Tak samo wpływa czas grzania, lecz w mniejszym stopniu.

## 1. Wstęp

Osiągnięcie dobrych własności eksploatacyjnych przez narzędzia tnące zależy, oprócz właściwego doboru stali, od poprawnie wykonanej obróbki cieplnej.

Do wyrobu narzędzi tnących długich i wiotkich, pracujących na "zimno", które powinny posiadać dużą trwałość ostrza, używa się stali wysokostopowych ledeburytycznych, chromowych lub chro-

mowo-wolframowo-wanadowych. Są to stale o dobrej odporności na ścieranie i hartowności.

Poza wyborem stali bardzo ważną sprawą jest dokładne określenie wszystkich ważniejszych parametrów operacji i zabiegów obróbki cieplnej. Dotyczy to szczególnie austenitzowania i chłodzenia podczas hartowania. Poprawność i sposób austenitzowania mają zasadniczy wpływ na szereg podstawowych właściwości narzędzi, jak: twardość, strukturę, udarność, ścieralność, zdolności tnące itp. [7,12,13,14].

W wielu publikacjach stwierdzono, że pierwszym warunkiem dobrej odporności narzędzi na ścieranie jest dostatecznie wysoka twardość, która wynika nie tylko ze struktury martenzyty - cznej względnie jej pochodnych, lecz również zależy jest od zawartości węglików pozostałych po hartowaniu. Węgliki powinny być możliwie drobne, niezbyt skoagulowane i nie stanowić siatki. W publikacji [2] podano, że rozbicie siatki węglików w stali NC6 wpływa korzystnie między innymi na zwiększenie trwałości ostrza np. o 200 % dla gwintowników wykańczaków.

Twardość stali chromowych i zawartość w niej węglików zależy jest od czasu i temperatury austenitzowania. W miarę wzrostu temperatury i czasu austenitzowania zawartość węglików maleje [1,3,4,5,7,8,10].

Autorzy publikacji [10] określili, w jakim stopniu parametry austenityzowania wpływają na położenie punktu  $M_g$ . Im wyższa temperatura i im dłuższy czas wygrzewania, tym temperatura początku przemiany martenzytycznej jest niższa.

Na przykład dla stali X 210 Ce 12 przy austenityzowaniu w temperaturze 1233 K /960°C/ i czasie 30 minut  $M_g = 493$  K /220°C/, natomiast w temperaturze 1323 K /1050°C/ i czasie 30 minut  $M_g = 363$  K /90°C/.

Uzyskanie wysokiej odporności na ścieranie związane jest z nadaniem narzędziom odpowiedniej kompozycji strukturalnej /8 ÷ 15 % austenitu szczątkowego, maksymalna ilość drobnych i równomiernie rozłożonych węglików / i twardość HRC 62. Zmiana twardości na plus i minus od wartości HRC = 62 bardzo silnie wpływa na zmianę ścieralności [13,14].

Różne parametry obróbki cieplnej nie zapewniają jednakowych własności eksploatacyjnych narzędzi mimo że osiągnęte mogą być jednakowe twardości. Na przykład przeciągacze ze stali szybko hartującej posiadające jednakową twardość HRC = 64,5, lecz hartowane z obniżonej temperatury o 50 deg, posiadają obniżoną wydajność z 5000 na 150 sztuk [12].

Noże krajarki tną taśmę włókien poliestrowych. Charakter ich pracy polega na ciągle powtarzającym się zagłębianiu ostrza w cięte na odcinki włókno. Wskutek tego ostrza noży zużywają się głównie przez ścieranie, co prowadzi do ich tępienia, obni-

zania gładkości i utraty wymiarów. Stępienie się ostrza powodowało powstanie błędów cięcia w postaci niedocinków, niepełnego przecinania, a nawet występowało stąpienie się końców włókna.

W początkowym okresie eksploatacji krajarki stosowano noże oryginalne, wykonane przez producenta. Przeciętna trwałość ostrza noży, wyrażona efektywnym czasem jego pracy, wynosiła 35-40 godzin. Twardość tych noży wynosiła HRC = 60 - 62. Później zaczęto stosować noże z tego samego gatunku stali co oryginalne, lecz wykonane w zakładzie. Twardość tych noży wynosiła HRC = 58 - 60 a trwałość ich ostrza była mniejsza o 25 %. To spowodowało, że wydajność jednego kompletu noży zmniejszyła się o 2-3 t ciętego włókna.

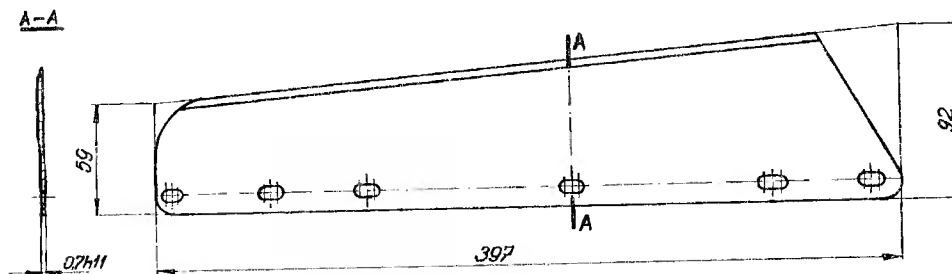
W związku z tym podjęto badanie celem ustalenia parametrów hartowania dla otrzymania trwałości ostrzy podobnych do oryginalnych. Wybrano zakres temperatur i czasów austenitizowania do hartowania, który jest interesujący zarówno z poznawczego jak i praktycznego punktu widzenia, gdyż odpowiada parametrom hartowania stosowanym w przemyśle przy obróbce cieplnej stali tego typu.

## 2. Materiał i program badań

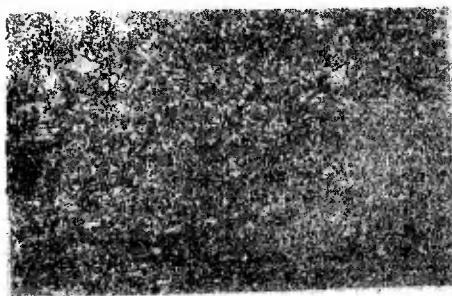
Noże do cięcia włókna wykonane są ze stali angielskiej SC25, która posiada następujący skład chemiczny: C - 1,5 %; Mn-0,20 %; Si - 0,30 %; Cr - 12,00 %; Mo-0,75 % i V-0,25 %. Jest to stal narzędziowa stopowa do pracy na zimno typu ledeburytycznego. W

Polskich Normach nie ma odpowiednika tej stali, jedynie w pewnym stopniu zbliżona jest stal NC 10, różniąc się brakiem dodatków Mo i V. Nie podjęto jednakże badań nad zastosowaniem jej, ponieważ program produkcji stali NC 10 nie przewiduje walcowania blachy o grubości 1 mm.

Kształt i wymiary noża krajarki przedstawiono na rysunku 1. Nóż jest wykonany z blachy o grubości 1 mm. Struktura stali w stanie wyżarzonym przedstawiona jest na rysunku 2.



Rys.1. Nóż krajarki włókna



Rys.2. Struktura stali SC25 w stanie sferoidyzowanym. Zgład trawiono 5 % alk.roztw.  $\text{HNO}_3$ . Pow. 500x



Twardość stali w stanie sferoidyzowanym wynosiła HB = 185  
da  $\text{N/mm}^2/\text{kg/mm}^2/1/$

Schemat technologii wykonania noża jest następujący:

- cięcie arkuszy na pasy,
- wycinanie kształtu i otworów,
- obróbka cieplna,
- szlifowanie obustronne na grubość 0,7h11,
- szlifowanie i osekowanie ostrza,

Badania przeprowadzono w dwóch etapach. W etapie pierwszym wykonano badania laboratoryjne, natomiast w drugim badania eksploatacyjne w zakładzie.

Do badań w etapie pierwszym z blach wycięto próbki w formie pasków o wymiarach 200 x 35 x 1. Paski wycięto równolegle do kierunku walcowania.

Obróbkę cieplną przeprowadzono w następujących warunkach :  
Hartowanie.

Grzanie do temperatury 1123 K/850°C/ w czasie 30 minut; grzanie do hartowania w temperaturach 1248, 1298 i 1348 K /975, 1025 i 1075°C/ w czasie 8, 15, 30 i 60 minut; chłodzenie ciągłe w śrubowej prasie do hartowania między płytami stalowymi chłodzonymi wodą;

---

<sup>1/</sup> poprawnie powinno być  $1 \text{ kg/mm}^2 = 0,981 \text{ da N/mm}^2$

Odpuszczanie.

Grzanie do odpuszczania w temperaturze 473 K /200°C/ w czasie 120 minut; studzenie w spokojnym powietrzu.

Na każdy wariant austenityzowania przeznaczono po trzy próbki.

Grzanie do temperatury 1123 K /850°C/ przeprowadzono w piecu PSK-1. Grzanie do hartowania w piecu PSK-3. Kontrolę temperatury prowadzono przy użyciu elektronicznego kompensatora eKNT-1. Wahanía temperatury w komorze grzewczej pieca do hartowania wynosiła  $\pm 5$  deg. Próbki odpuszczano w piecu PSK-1.

Twardość po hartowaniu oraz hartowaniu i odpuszczaniu badano metodą Rockwella na skali C. Na każdej próbce wykonano 5 pomiarów twardości.

Badania magnetyczne wykonano przy użyciu koercjometru typ KL-1. Próbki namagnesowywano w jednorodnym polu magnetycznym o natężeniu 2000 Oe, po czym mierzono pozostałość magnetyczną w jednostkach względnych.

Próbki do badań mikroskopowych wycięto z obrobionych cieplnie pasków i wykonano zgłady na powierzchni prostopadłej do powierzchni blach i równoległej do kierunku walcowania. W badaniach mikroskopowych poza obserwacją struktury i wykonaniem zdjęć fotograficznych określono zawartość węglików metodą punktową. Do określenia koniecznej liczby punktów posłużono się wzorem zaczerpniętym z pracy [9,11]. Po podstawieniu i przekształceniu otrzymano konieczną ilość punktów równą 2400. Do ba-

dań przyjęto sześć przyłożeń siatki o ilości węzłów  $n = 441$ , osiągając błąd względny około 0,1 przy założonym poziomie ufności równym 0,9. Pomiarów dokonano przy powiększeniu 1250 X w środku zgrządów.

Noże do badań eksploatacyjnych obrobiono cieplnie w następujących warunkach:

#### Hartowanie.

Grzanie do temperatury 823 K /550°C/ w czasie 30 minut; grzanie do hartowania w temperaturze 1298 K/1025°C/ w czasie 15, 20, 25, 30, 35, 40 minut; chłodzenie ciągłe w hydraulicznej prasie do hartowania między płytami stalowymi chłodzonymi wodą;

#### Odpuszczanie.

Grzanie do odpuszczania w temperaturze 473 K/200°C/ w czasie 120 minut; studzenie w spokojnym powietrzu.

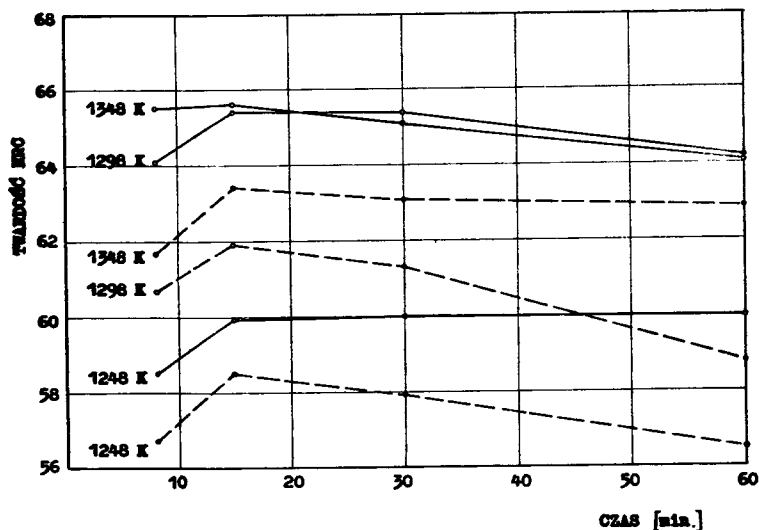
Grzanie do temperatury 823 K /550°C/ przeprowadzono w piecu PEK-1. Grzanie do hartowania w piecu PEK-2. Wahania temperatury w komorze grzejnej pieca wynosiły  $\pm 20$  deg. Grzanie noży przeprowadzono w specjalnych skrzynkach w celu zabezpieczenia przed utlenieniem w pakietach po 10 sztuk.

Po obróbce cieplnej noże szlifowano obustronnie na grubość 0,7 mm, następnie wykonano szlifowanie i osełkowanie ostrza. Twardość po hartowaniu i odpuszczaniu badano na powierzchni bocznej noża. Następnie noże zamontowywano do głowicy nożowej kra-jarki i przeprowadzono próby eksploatacyjne. Do każdej próby użyto 8 noży, to jest po dwa komplety nożowe.

Po badaniach eksploatacyjnych z niektórych noży wycięto próbki do badań metalograficznych.

### 3. Wyniki badań

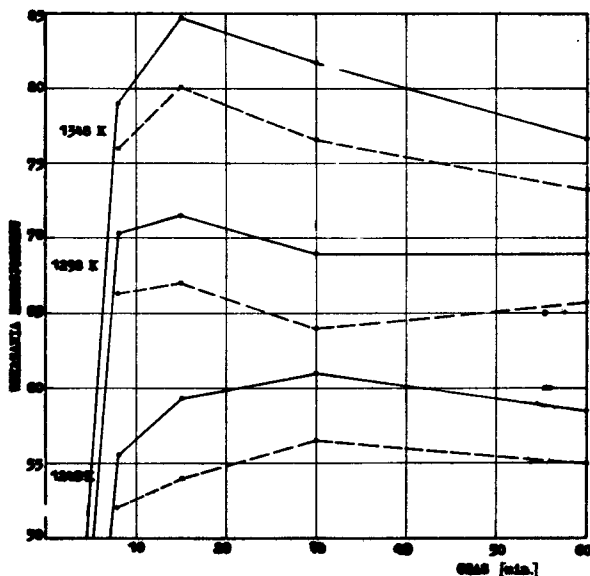
Wpływ czasu i temperatury grzania na twardość po hartowaniu oraz hartowaniu i odpuszczaniu przedstawiono na rysunku 3.



Rys.3. Wpływ czasu i temperatury grzania na twardość stali SC25 po hartowaniu oraz hartowaniu i odpuszczaniu  
 — po hartowaniu ---- po hartowaniu i odpuszczaniu

Wyniki badania magnetycznego po hartowaniu oraz hartowaniu i odpuszczaniu przedstawiono na rysunku 4. Podane na wykresach wartości są średnimi arytmetycznymi z trzech próbek.

Strukturę zahartowanej i odpuszczonej stali SC25 pokazano na rysunku 5.

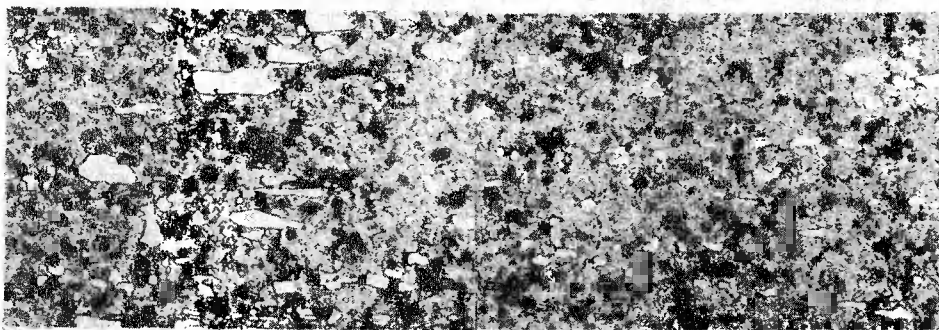
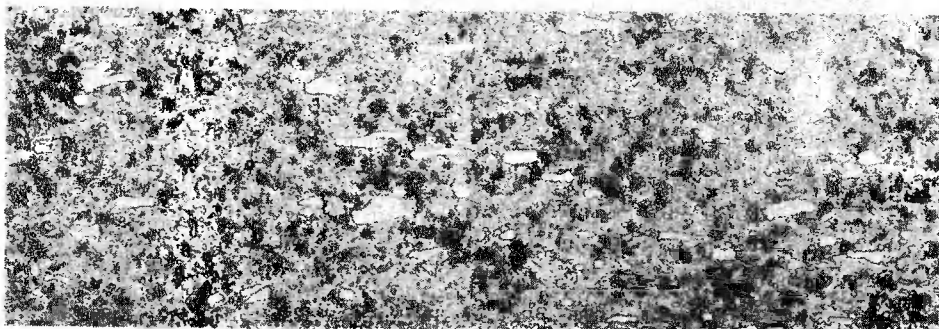
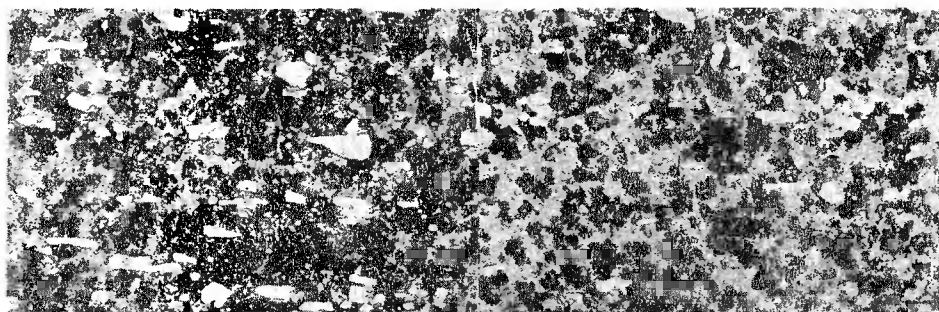


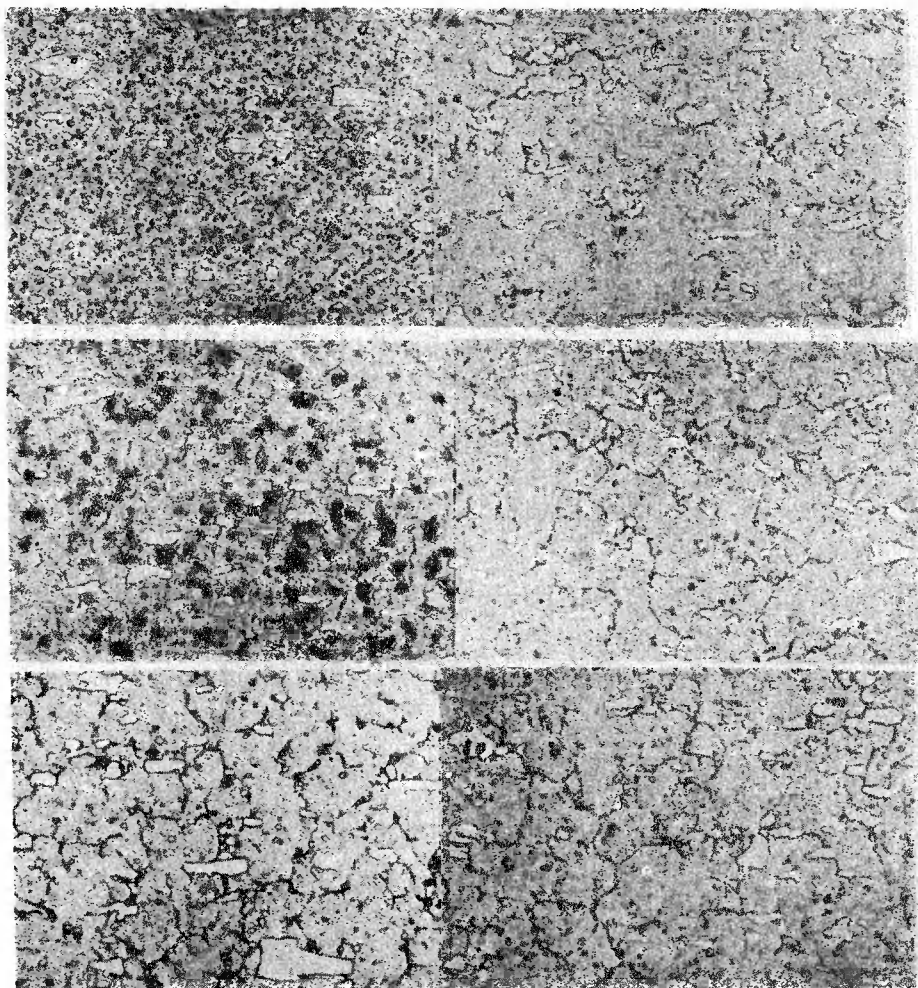
Rys.4. Wpływ czasu i temperatury grzania na wskazania koercjometru po hartowaniu oraz hartowaniu i odpuszczaniu  
 — po hartowaniu      - - - - - po hartowaniu i odpuszczaniu

Wpływ czasu i temperatury austenitowania stali na rozpuszczalność węglików w osnowie przedstawiono na rysunku 6.

W tabelicy 1 zamieszczono wyniki badania trwałości ostrza jako średnie arytmetyczne czasu pracy dwóch kompletów noży.

Do badań mikroskopowych wycięto próbki z noży zamieszczonych w tabelicy 1 pod pozycjami 1,2,7 i 9 i oceniono ich strukturę oraz porównano ze strukturami, jakie otrzymano w pierwszym etapie badań.





Rys.5. Struktura stali SC25 po hartowaniu i odpuszczaniu.

Temp. /1248 K/975°C/; czas grzania w min

a/ 8, b/ 15, c/ 30, d/ 60

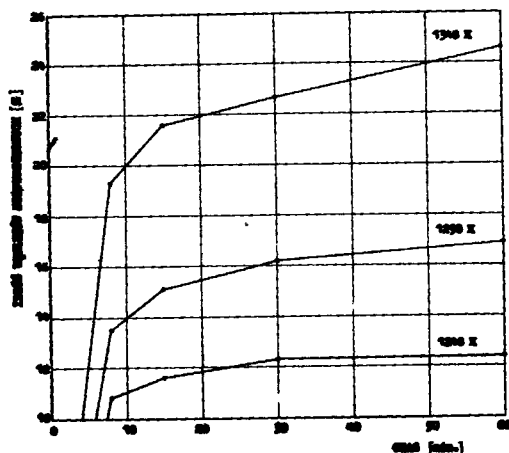
Temp. 1298 K/1025°C/, czas grzania w min

e/ 8, f/ 15, g/ 30, h/ 60

Temp. 1348 K/1075°C/ , czas grzania w min

i/ 8, j/ 15, k/ 30, l/ 60

Zgląd trawiono 5 % alk.roztw.HNO<sub>3</sub> Pow.1000 x.



Rys.6. Wpływ czasu i temperatury grzania na ilość węglików rozpuszczonych w osnowie stali SC25

Tablica 1

Wyniki badania eksploatacyjnego noży

Lp.	Parametry austenitowania		Średnia twardość komple- tów noży /HRC/	Średni czas pracy kompl. noży /godz./	Uwagi
	Temperatura K /°C/	Czas /minuty/			
1.			61 + 62	39	Noże oryginalne
2.	1295 + 1328 /1025 + 1050/	30	58 + 60	27	Noże wykonane w zakładzie
3.	1293 /1025/	40	61 + 62	27	Noże wykonane do badania trwałości ostrza /drugi etap/
4.	" "	35	61 + 62	30	
5.	" "	30	61 + 62	32	
6.	" "	25	60 + 62	32,5	
7.	" "	20	61 + 63	37	
8.	" "	15	58 + 60	34	
9.	1248 /975/	30	58 + 60	26	



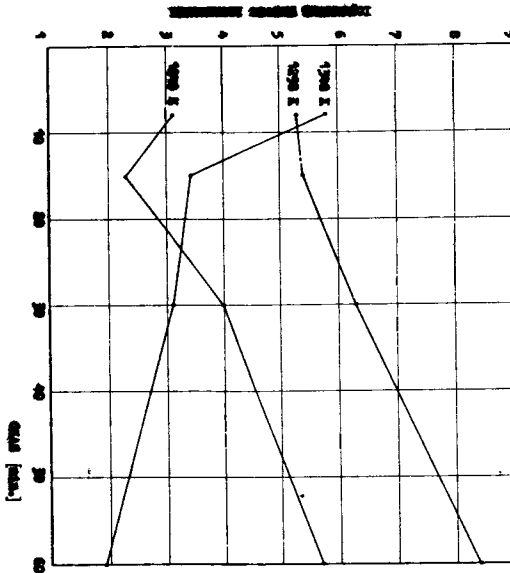
Z porównania wynika, że noże z pozycji 1 i 7 posiadały strukturę taką jak na rysunku 5g, noże z pozycji 2 - jak na rysunku 5j, natomiast noże z pozycji 9 - jak na rysunku 5d.

#### 4. Omówienie wyników badań

Z rysunku 3 wynika, że przy temperaturze 1248 K /975°C/ twardość stali rośnie ze wzrostem czasu grzania osiągając 60HRC po 30 minutach. Przedłużenie czasu grzania do 60 minut nie powoduje dalszego wzrostu twardości. Grzanie w temperaturze 1298K /1025°C/ pozwala na uzyskanie większej twardości stali, bo około 65 HRC po grzaniu w czasie 15 do 30 minut. Przy wydłużeniu czasu grzania twardość obniża się do 60 HRC. Grzanie w temperaturze 1348 K /1075°C/ w czasie 8 do 15 minut powoduje też otrzymanie twardości około 65 HRC, po czym wzrost czasu w tej temperaturze powoduje spadek twardości do około 64 HRC po 60 minutach grzania.

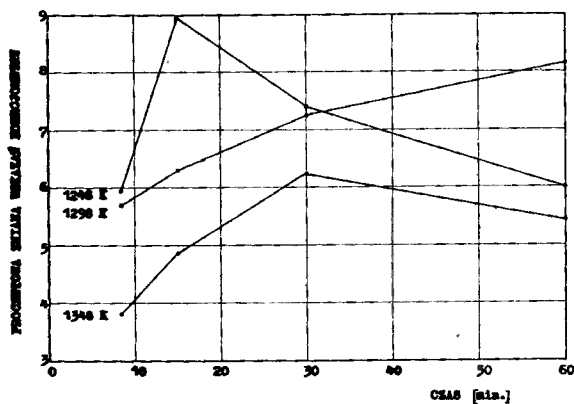
Przebiegi zmian twardości stali po hartowaniu oraz hartowaniu i odpuszczaniu /rys.3/ wykazują dość duże podobieństwo do przebiegów zmian wartości wskazań koercjometru /rys.4/. Wynika z tego, że wskazania koercjometru korelują dobrze ze zmianami jej twardości. Wskazania koercjometru dla stali SC25 w stanie sferoidyzowanym wynosiły 10. Wpływ temperatury i czasu hartowania na wskazania koercjometru jest bardziej wyraźny aniżeli na twardość, szczególnie w temperaturze 1298 i 1348 K/1025 i 1075°C/.

Odpuszczenie stali spowodowało obniżenie jej twardości i wartości wskazań koercyjnetru zachowując charakter zmian po hartowaniu /rys.3 i 4/. Procentowe zmiany tych własności są przedstawione na rysunkach 7 i 8.



Rys.7. Wpływ czasu i temperatury grzania przy hartowaniu na procentowy spadek twardości stali SC25 po odpuszczaniu

Wpływ czasu grzania ujawnia się różnie. W temperaturze 1348 K /1075<sup>o</sup>C/ procentowy spadek twardości po odpuszczaniu maleje w miarę przedłużania czasu grzania przy hartowaniu /rys. 7/. Natomiast w temperaturze 1298 K/1025<sup>o</sup>C/ spadek ten rośnie w miarę wydłużania czasu grzania. W temperaturze 1248 K/975<sup>o</sup>C/ po nieznacznym wahaniu w czasie 15 minut, również widoczny jest wzrost.



Rys. 8. Wpływ czasu i temperatury grzania przy hartowaniu na procentową zmianę wskazań koercjometru po odpuszczeniu stali SC25

Procentowa zmiana wskazań koercjometru /rys.8/ przedstawia się następująco: w temperaturze 1248 K/975°C/ do 15 minut grzania rośnie, po czym maleje; w temperaturze 1298 K/1025°C/ciągle rośnie w miarę przedłużania czasu grzania a w temperaturze 1348K /1075°C/ do 30 minut grzania rośnie, po czym maleje.

Zmiany tych własności podczas odpuszczania są znane.Są one spowodowane przemianą tetragonalnego martenzytu w regularny oraz przemianą alotropową austenitu szczątkowego podczas odpuszczania. Temperatura tych przemian zależna jest od ujednorodnienia i stopnia nasycania węglem i pierwiastkami stopniowymi austenitu podczas austenitizowania przy hartowaniu.

Na rysunku 5 przedstawiono wpływ temperatury i czasu grzania na strukturę zahartowanej i odpuszczonej stali SC25. W miarę jak wzrasta temperatura i czas grzania maleje ilość i wymiar

węglików wtórnych, zaś ilość węglików pierwotnych pozostaje bez zmian. Hartowanie z temperatury 1248 K/975<sup>o</sup>C/ prowadzi do powstania po hartowaniu i odpuszczaniu stali struktury złożonej z węglików na tle skrytoiglastego jaśniejszego martenzytu i ciemniejszych gniazd perlitu o bardzo dużej dyspersji. Taki sam typ struktury, lecz ze zmniejszającą się ilością perlitu obserwuje się w stali zahartowanej w 1298 i 1348 K/1025 i 1075<sup>o</sup>C/ w krótkich czasach grzania. Po 60 minutach grzania w temperaturze 1298 K/1025<sup>o</sup>C/ obserwuje się już obok skrytoiglastego martenzytu i węgl'ków słabo zarysowane granice ziaren byłego austenitu.

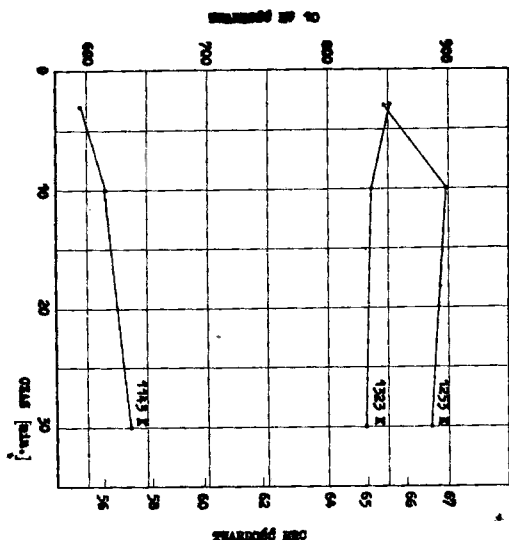
Bardziej wyraźnie granice te uwidaczniają się po hartowaniu z temperatury 1348 K/1075<sup>o</sup>C/. W temperaturze tej obserwuje się zarys całego ziarna, którego wielkość rośnie wraz ze wzrostem czasu grzania.

Ponadto w strukturze stali SC 25 po hartowaniu i odpuszczaniu powinien znajdować się także równomiernie rozmieszczony austenit szczątkowy w niewielkiej ilości, który po odpuszczaniu nie uległ przemianie, jednakże przy powiększeniu 1000x jest on właściwie niewidoczny. Ujawnienie się granic ziarna oraz wzrost ziaren byłego austenitu wiąże się z jego ujednorodnieniem i nasyceniem węglem oraz składnikami stopowymi, co sprzyja stabilności tej fazy i wystąpieniu większej ilości austenitu szczątkowego [6].

Węgliki w stali SC25 w stanie wyżarzonym zajmują 40,2 % powierzchni. Austenityzowanie powoduje rozpuszczanie w austenicie węglików w stopniu zależnym od jego parametrów /rys.6/. Rozpuszczanie węglików w austenicie odbywa się szczególnie szybko w pierwszych minutach grzania i maleje ze wzrostem czasu grzania. Ze wzrostem temperatury ilość rozpuszczonych węglików rośnie tak, że po 60 minutach grzania w temperaturze 1348 K / 1075°C / zawartość nierozpuszczonych węglików wynosi 15,6 %.

Wykresy na rysunkach 3,4 wykazują pewne podobieństwo do wykresów ilości rozpuszczonych węglików na rysunku 6. Wskazuje to, że te dwie własności stali są zależne wprost od jej kompozycji strukturalnej.

Znacznym odstępstwem od dotychczasowych poglądów jest twardość stali hartowanej w temperaturze 1248 K/975°C/ mimo, że wyraźnie posiada w swojej strukturze największą ilość węglików /rys.5/. Badania autorów publikacji [10], w której podano przebieg zmian twardości po hartowaniu stali X165, CrMoV12 /o bardzo podobnym składzie chemicznym: 1,67% C, 11,8 %, Cr, 0,61% Mo, 0,12 % V, 0,60 W/, wykazały bowiem, że wraz ze wzrostem temperatury hartowania w zakresie 1253-1323 K/980-1050°C/ twardość stali maleje /rys.9/. Taki sam wynik otrzymał autor pracy [5], który dużo wcześniej przeprowadził badania stali tego typu po hartowaniu z temperatur 1223-1423 K/950-1150°C/.



Rys.9. Wpływ czasu i temperatury austenityzowania na twardość stali X165 CrMoV12 po hartowaniu [10]

Niską twardość stali hartowanej w temperaturze 1248 K /975<sup>o</sup>C/ należy przypisać temu, że podczas ciągłego chłodzenia zaszła częściowa przemiana jeszcze słabo ujednorodnionego i nienasyconego w tej temperaturze austenitu w perlit, co znalazło swoje potwierdzenie w badaniach mikroskopowych.

Reasumując można stwierdzić, że austenityzowanie stali SC25 przy hartowaniu w 1248, 1298 i 1348 K /975, 1025 i 1075<sup>o</sup>C/ powoduje rozpuszczenie w austenicie węglików w stopniu zależnym od temperatury i czasu grzania.

Wpływ czasu i temperatury grzania na twardość i wskazania koercjometru zahartowanej stali SC25 jest współzależny od zmian jej struktury. Stal hartowana z temperatury 1248 K /975<sup>o</sup>C/ nie osiąga maksymalnej twardości, ponieważ podczas ciągłego chł -

dzenia w jej osnowie obok martenzytu pojawia się perlit, co wskazuje na niedohartowanie. Hartowanie w temperaturze 1298 K /1025<sup>o</sup>C/ pozwoliło na uzyskanie maksymalnej twardości około 65,5 HRC, a strukturze stali pozostaje jeszcze około 25 % węglików co zapewnia tej stali drobnoziarnistość. Hartowanie z 1348 K/1075<sup>o</sup>C/ i wyższych temperatur wpływa na wzrost zawartości austenitu szcążkowego i rozrost ziarna oraz na obniżenie twardości stali.

Z tablicy 1 wynika, że noże hartowane w temperaturze 1298 K/1025<sup>o</sup>C/ w czasie od 15 do 40 minut oraz odpuszczane w 473 K/200<sup>o</sup>C/ w czasie 2 godz., uzyskały twardość prawie 62HRC, lecz ich ostrza posiadały różny okres trwałości. Najdłuższy czas pracy posiadały noże, które grzano w czasie 20 minut w tej temperaturze. Osiągnęły one taki sam czas pracy /równy 37 godzin/, jaki posiadały noże oryginalne /35-40 godzin/. Czas pracy noży hartowanych przy parametrach wyżej podanych jest o 10 godzin większy od czasu pracy noży wykonywanych poprzednio w zakładzie.

Struktura noży oryginalnych i wykonanych do badań eksploatacyjnych, które wykazały największą trwałość ostrza była taka sama jak próbek hartowanych z 1298 K /1025<sup>o</sup>C/ w czasie 30 minut. Jest to pływająca struktura stali SC25, która zapewnia nożom najdłuższą trwałość ich ostrza. Natomiast noże z pozycji 2 /tablica 1/ wykonane w zakładzie posiadały strukturę cechu -

jąca stal przehartowana, zaś noże z pozycji 9 - niedohartowaną.

Z powyższego wynika, że nie wystarcza, aby stal po hartowaniu posiadała wysoką twardość i dużą ilość węglików w strukturze, ale osnowa stali musi także posiadać odpowiednią twardość, aby twarde węgliki podczas pracy nie uległy wciskaniu w miękką osnowę. Dlatego wymagane są optymalne parametry hartowania potrzebne do rozpuszczenia w austenicie pewnej części węglików w celu wytworzenia odpowiedniego podłoża pod twarde i odporne na ścieranie węgliki. Powyższe spostrzeżenia znalazły w całej rozciągłości potwierdzenie w pierwszej części badań.

Odpuszczanie tej stali w temperaturze  $473\text{ K}/200^{\circ}\text{C}$  pozwoliło uzyskać twardość około 62 HRC, co jest zgodne z założeniami i wymaganiami stawianymi dla tego rodzaju narzędzi wykonanych ze stali SC25.

## 5. Wnioski

1. Analiza badań laboratoryjnych i eksploatacyjnych wykazała, że główną przyczyną obniżonej trwałości ostrza noży krajarki włókna sztucznego wykonywanych w zakładzie były nieodpowiednie parametry austenityzowania przy hartowaniu.
2. Ustalone optymalne parametry austenityzowania przy hartowaniu stali SC25 pozwoliły na osiągnięcie trwałości ostrza noży takiej jak noży oryginalnych, przy zagwarantowaniu dobrej jakości cięcia włókna.



3. Określenie własności eksploatacyjnych i poprawności wykonanej obróbki cieplnej noży za pomocą badania twardości jest niewystarczające. Jednakowe twardości noży po obróbce cieplnej nie zapewniają jednakowych własności eksploatacyjnych nożom, ponieważ twardość stali SC25 jest sumą twardości osnowy i węglików. Wymagane są badania strukturalne albo badania na koercjometrze.

#### Literatura

1. Bain E.C., Paxton H.W.: Alloying Elements in Steel, American Society for Metals, Cleveland 1961.
2. Gibas T. i inni: Niektóre zagadnienia wpływu segregacji węglików na własności użytkowe narzędzi ze stali narzędziowych. Mechanika, Nr 9, 1969 r.
3. Głowacki Z., Barbacki A.: Wpływ temperatury i czasu austenitizowania na węgliki i osnowę stali LH15. Zeszyty Naukowe PP-Mechanika, Nr 6, 1965.
4. Głowacki Z.: Wpływ temperatury i czasu austenitizowania na węgliki stali chromowych. Hutnik, Nr 10, 1968.
5. Głowacki Z.: Praca doktorska, AGH, Kraków 1965.
6. Houdremont E.: Handbuch der Sonderstahlkunde Springer Verlag, Stahleisen M.B.H.-Berlin-Dusseldorf 1956.
7. Kowalski W.: Optymalne warunki obróbki cieplnej stali narzędziowej wysokochromowej NCWV. Praca IMP, Z.1, 1963.
8. Malkiewicz T.: Metaloznawstwo stopów żelaza T I i II. PWN Warszawa-Kraków 1968 i 1971.
9. Ryś J.: Wstęp do metalografii ilościowej Wyd. Śląsk, Katowice, 1970 rok.

10. Staska E., Kulmburg A.: Einfluss der Austenitisierungsbedingungen auf den Beginn der Martensitumwandlung und die Härte ledeburitischer Stähle mit 12 % Cr Archiv für das Eisenhüttenwesen Nr 11, 1972.
11. Wierszyński J.: Metoda obliczeniowa wyznaczania procentowej zawartości węglików w stali. Zeszyty Naukowe PP Nr 63 Mechanika Z.10 1969.
12. Żmihorski F.: Programowanie struktury na podstawie założonych własności eksploatacyjnych stali narzędziowych. Biuletyn IMP, Nr 7-8, 1967.
13. Żmihorski F.: Stale narzędziowe i obróbka cieplna narzędzi. WNT Warszawa, 1970.
14. Żmihorski F.: Warunki wytwarzania narzędzi wysokojakościowych do obróbki plastycznej metali na zimno. Krajowa Konferencja N-T pt. Problemy Narzędziowe w obróbce plastycznej. Bydgoszcz 1972.

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON LIFE OF KNIFE-EDGE FOR  
CUTTER OF ARTIFICIAL FIBRE

Summary

On the grounds of laboratory and exploitation results there have been ascertained optimal parameters of knife-edges for cutting of artificial fibre made of SC25 ledeburitic steel for obtaining good durability.

While testing it has been found, that the factor determining the durability level of knives for fibre cutting is not only the SC25 steel hardness, but also its structure after hardening and tempering. Both hardness and structure of that steel depend on hardening parameters. A too low or too high hardening temperature causes the same result - knife-edge durability decrease. The heating time has the same influence but in a smaller degree.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА  
СТОЙКОСТЬ РЕЗЦА РЕЖУЩЕЙ МАШИНЫ ДЛЯ  
РЕЗКИ ИСКУССТВЕННОГО ВОЛОКНА

Резюме

На основе лабораторных и эксплуатационных исследований определены оптимальные параметры закалки резцов для резки волокна изготовленные из ледобуритной стали SС25 для получения хорошей стойкости резца.

В исследованиях установлено, что фактором решающим о уровне стойкости резца для резки волокна является не только твердость стали SС25, но также и её структура после закалки и отпуска. Как твердость так и структура этой стали зависят от параметров закалки. Температура закалки или слишком низкая или слишком высокая приводит к такому же результату - снижению стойкости резцов. Точно также влияет время нагревания, но в меньшей степени.



a Główna ATR  
ygdoszczu

1006

6/12 1976