

B

AKADEMIA TECHNICZNO - ROLNICZA
im. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
w Bydgoszcy

ZESZYTY NAUKOWE
Nr 19



M E C H A N I K A
(10)

BYDGOSZCZ 1975

AKADEMIA TECHNICZNO - ROLNICZA
im. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
w Bydgoszczy

ZESZYTY NAUKOWE
Nr 19



M E C H A N I K A
(10)

BYDGOSZCZ 1975

REDAKTOR NACZELNY
Zbigniew Kikiewicz

REDAKTOR NAUKOWY
Edward Walicki

REDAKTOR TECHNICZNY
Elżbieta Rubaszkiewicz

Wydano za zgodą
Rektora Akademii Techniczno-Rolniczej
w Bydgoszczy

S/N 11111 P. 12554/76

**WYDAWNICTWO UCZELNIANE AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ
W BYDGOSZCZY**

Wydanie I. Nakład 200+25 egz. Arkuszy wyd. 7,5. Arkuszy druku 6,5. Papier offsetowy kl. III 70 g format B-3. Oddano do druku 27.V.1975 r. Druk ukończono we wrześniu 1975 r. Zamówienie nr S/259/SC-41/75 r. S/5/299. Cena zł. 10,-

Wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Poznańskiej
61-821 Poznań, ul. Ogrodowa 11, telefon 554-25

K. 721/75

SPIS TREŚCI

	Str.
Ireneusz Bielski: Badanie wpływu materiału elektrod na wskaźniki technologiczne obróbki elektroiskrowej	3
Ireneusz Bielski, Wojciech Kałużny: Badania wpływu powłok smarujących MoS_2 na zwiększenie okresu trwałości ostrza narzędzi skrawających przy toczeniu stopu aluminium AK-12 T ₁	17
Stanisław Dymaki: Zastosowanie odczynnika Marble do ujawnienia struktury pierwotnej w staliwie	31
Mieczysław Feld, Wojciech Kałużny: Wybrane aspekty przecinania na tokarkach prętów ze stopów aluminium do przeróbki plastycznej	37
Henryk Oleszycki: Wpływ manganu na stopień zmiękczenia perlitycznego żeliwa sferoidalnego po dwuzabiegowym wyżarzaniu	57
Hubert Latoś: Wpływ materiału ostrza na temperaturę skrawania przy struganiu swobodnym stopu AlMgSi1 z małą szybkością	69
Henryk Oleszycki: Sferoidyzacja cementytu na granicy perlit–feryt w żeliwie sferoidalnym . .	77
Robert Sikora, Jerzy Tomaszewski, Joachim Zimniak: Wpływ wilgotności tkaniny na odporność na oddzieranie połączenia klejowego	91

Ireneusz Bielski

BADANIE WPŁYWU MATERIAŁU ELEKTROD NA WSKAŹNIKI TECHNOLOGICZNE OBRÓBKIE ELEKTROISKROWEJ

W pracy przedstawiono wyniki badań nad doбором materiału elektrod do drażenia węglików spiekanych H20 i G20, w oparciu o takie wskaźniki technologiczne obróbki elektroiskrowej, jak: chropowatość powierzchni po drażeniu – R_z , objętościowa wydajność drażenia q_v , współczynnik względnego zużycia elektrody – m_v .

Badania przeprowadzono w warunkach przemysłowych, na drażarce EDA 35, stosując trzy rodzaje materiału elektrod.

Stwierdzono, że materiał elektrod wpływa wyraźnie na określone wskaźniki technologiczne obróbki elektroiskrowej, przy czym najkorzystniejsze ich wartości uzyskuje się przy stosowaniu elektrod ze spieku wolframowo-miedziowego.

1. WSTĘP

Przebieg procesu drażenia elektroiskrowego, opartego na wykorzystaniu zjawiska erozji elektrycznej uzależniony jest od wielu czynników. Można podzielić je na kilka grup.

Do grupy pierwszej zalicza się czynniki związane z parametrami elektrycznymi obróbki elektroiskrowej. Napięcie i natężenie prądu roboczego oraz związana z tym energia pojedynczego wyładowania, wpływają głównie na wydajność obróbki a także na chropowatość powierzchni i współczynnik zużycia elektrody roboczej. Wzrost energii pojedynczego wyładowania przy nie zmienionej częstotliwości powoduje, w ogólnym zarysie, wzrost wydajności ale też pogorszenie chropowatości powierzchni po drażeniu. Do grupy tej zalicza się również grubość szczeliny iskrowej, której wartość wpływa, szczególnie w generatorach zależnych typu RC i RLC, na częstotliwość i energię wyładowania. Wartości parametrów elektrycznych zależą głównie od rodzaju generatora impulsów i jego charakterystyk.

Druga grupa to czynniki związane z cieczą dielektryczną. Rodzaj i własności cieczy dielektrycznej wpływają zarówno na wydajność procesu jak i na chropowatość powierzchni oraz dokładność wymiarową obróbki [4]. Związane z cieczą dielektryczną zjawiska hydrodynamiczne w szczelinie iskrowej i ich wpływ na wskaźniki technologiczne obróbki elektroiskrowej nie są jeszcze dostatecznie zbadane.

Grupę trzecią tworzą czynniki związane z materiałem elektrod. Własności materiałów elektrod wywierają wpływ na przebieg procesu w sensie ilościowym i jakościowym. Podstawowym kryterium oceny przydatności materiału jako materiału elektrody jest jego odporność erozyjna, podawana najczęściej w postaci współczynnika zużycia elektrody m_v , definiowanego jako:

$$m_v = \frac{\Delta G_E}{\Delta G_p} \cdot \frac{\gamma_p}{\gamma_E}$$

gdzie:

G_E – ubytek ciężaru elektrody [G],

G_p – ubytek ciężaru próbki [G],

γ_p – ciężar właściwy materiału próbki [$\frac{G}{mm^3}$],

γ_E – ciężar właściwy materiału elektrody [$\frac{G}{mm^3}$].

Oceny odporności erozyjnej można dokonywać także według kryterium Ł.S. Pałatnika [6].

$$K = C \cdot \rho \cdot \lambda \cdot T_{top}^2$$

gdzie:

T_{top} – temperatura topnienia [$^{\circ}K$],

C – pojemność cieplna [$J^{\circ}K$],

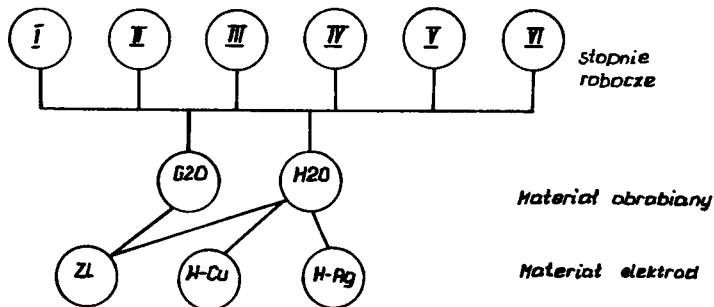
ρ – gęstość [kg/m^3],

λ – przewodność cieplna [$W/m \cdot ^{\circ}K$],

Współczynnik m_v – będący współczynnikiem doświadczalnym jest bardziej przydatny dla celów praktycznych od współczynnika K . Do projektowania elektrod roboczych i ustalania warunków drążenia konieczna jest znajomość m_v . W celu otrzymania najkorzystniejszych wartości wskaźników technologicznych obróbki elektroerozyjnej konieczne jest dobranie „pary” [3] elektrod. Materiał jednej elektrody jest w zasadzie zdeterminowany koniecznością wykonania na nim określonych zabiegów technologicznych. Do konkretnych materiałów oraz warunków elektrycznych można dobrać materiał elektrody roboczej tak, aby spełnić określone warunki.

2. METODYKA I TECHNIKA BADAŃ

W pracy przeprowadzono badania wpływu materiału elektrody na wybrane wskaźniki technologiczne obróbki elektroiskrowej.



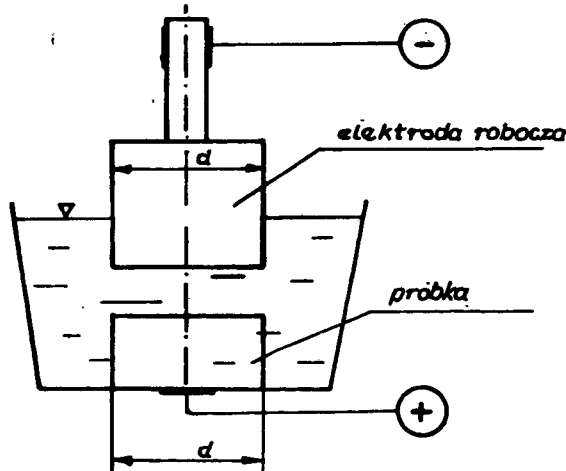
Rys. 1 Plan badań wpływu materiału elektrod na wybrane wskaźniki technologiczne obróbki elektroiskrowej

Tablica 1

Parametry elektryczne obwodu prądu roboczego drążarki elektroiskrowej EDA 35 z zależnym generatorem impulsów typu RC

Stopnie robocze	$U_0(V)$	$U_r(V)$	$I_r(A)$	$C(\mu F)$	$R(\Omega)$	$I_z(A)$	RC oblicz.
1	220	150	10	500	6,8	32,4	3,400
2	220	150	6	180	12,3	17,9	2,215
3	220	150	3	65	22,2	9,9	1,440
4	220	150	2	23,4	40,0	5,5	0,936
5	220	150	1	8,4	72,0	3,06	0,605
6	220	150	0,5	3,0	129,0	1,7	0,387

Badania te prowadzono według planu statycznego, selekcyjnego, czynnikowego (rys. 1). Próby przeprowadzono na drążarce EDA 35 nr 2256 zasilanej generatorem RC, posiadającym 6 stopni roboczych, w całym zakresie warunków elektrycznych. Wartości wielkości elektrycznych obwodu prądu roboczego podano w tabelicy 1. Obróbkę prowadzono w układzie tzw. drążenia swobodnego (rys. 2) w nafcie kosmetycznej dla materiałów drążonych – węglików spiekanych H20 i G20 oraz materiałów elektrod roboczych – żeliwo Zl 20 i spiek W-Cu oraz W-Ag. Stosowano „polaryzację prostą” tzn. elektroda robocza połączona była z biegunem ujemnym generatora impulsów, przedmiot obrabiany zaś – z biegunem dodatnim. Czas drążenia 20 min.



Rys. 2 – Schemat drążenia swobodnego z polaryzacją prostą.

Pomiarów mas dokonywano na wadze półautomatycznej z dokładnością 0,05 g. Do pomiarów chropowatości stosowano profilograf FÖRSTER typ 5.814. Zakresem badań objęto objętościową wydajność drążenia Q_v , współczynnik względnego zużycia elektrod m_v oraz chropowatość R_z mierzono:

- R_z – chropowatość powierzchni po drążeniu [μm],
- G_{Ep} – ciężar początkowy elektrody [G],
- G_{Ek} – ciężar końcowy elektrody [G],
- G_{pp} – ciężar początkowy próbki [G],
- G_{pk} – ciężar końcowy próbki [G].

Następnie określano współczynnik względnego zużycia elektrody m_v oraz objętościową wydajność erozji

$$Q_v = \frac{G_{pk} - G_{pp}}{\gamma_p \cdot t_d} \quad \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{min}} \right]$$

gdzie:

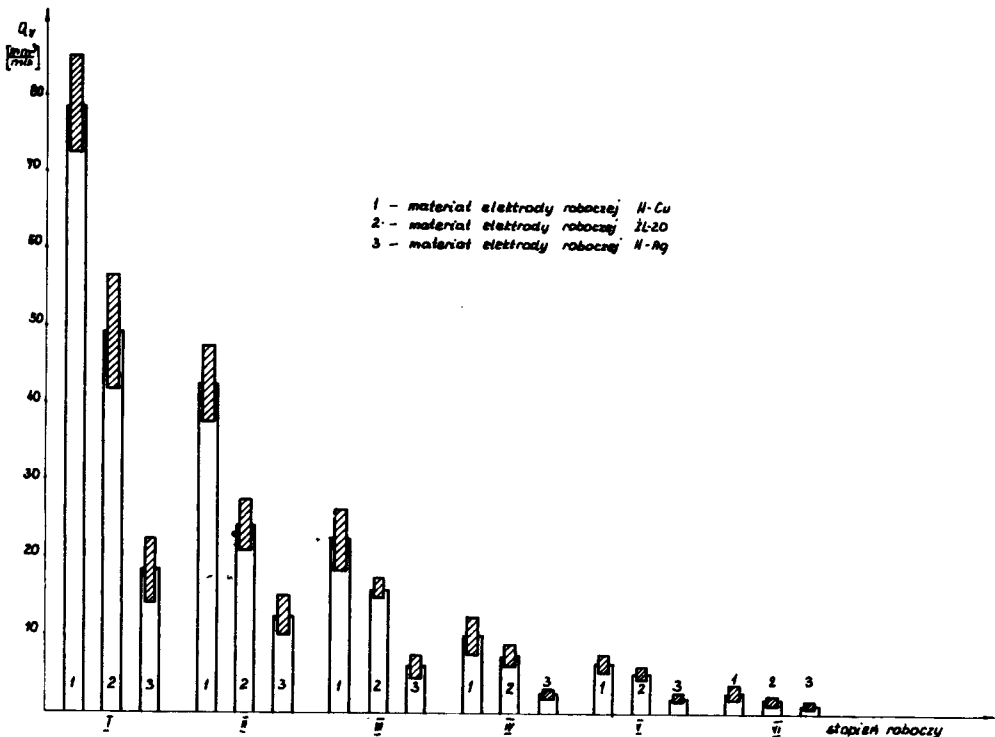
t_d – czas drążenia [min].

Badania prowadzono w całym zakresie warunków elektrycznych drążarki EDA 35 zmieniając dla stałego materiału próbki H20 – materiały elektrod. Następnie dla stałego materiału elektrody roboczej (żeliwo Zl 20) zmieniano materiały poddawane obróbce (H20, G20).

Uzyskane w ten sposób wyniki mogą stanowić podstawę do oceny wpływu warunków elektrycznych, materiału elektrody roboczej oraz materiału obrabianego na wskaźniki technologiczne drążenia elektroiskrowego.

3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Opracowane wyniki badań przedstawiono w tablicach i na rysunkach. Tablice 2 i 3 zawierają wartości średnie z pomiarów trzech prób drążenia w jednakowych warunkach z przedziałami ufności dla przyjętego poziomu istotności $\alpha = 0,05$ i założonego rozkładu normalnego.



Rys.3 Wpływ materiału elektrody roboczej na objętościową wydajność erozji Q_v przy drążeniu węgla H20

Rysunek 3 przedstawia objętościową wydajność obróbki przy stosowaniu różnych materiałów elektrod do drążenia węgla H20. Różnice są widoczne w całym zakresie warunków elektrycznych.

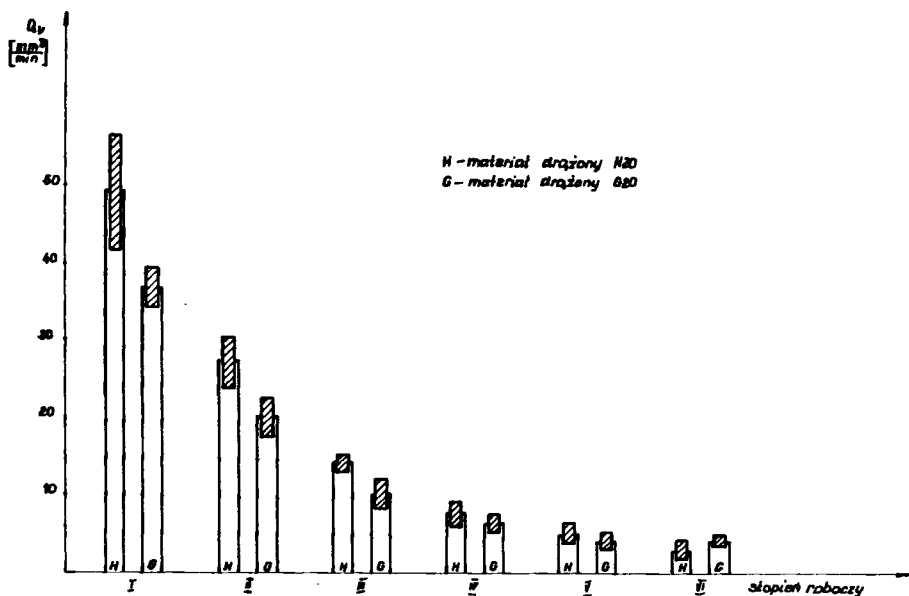
Tablica 2

Zestawienie wyników pomiarów objętościowej wydajności
drażenia Q_v . Przedziały ufnosci dla $\alpha = 0,05$.

materiał obrabiiany/ materiał elektro- dy	$Q_v \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{min}} \right]$					
	Stopień roboczy					
	I	II	III	IV	V	VI
G20/ZL	37,2±2,4	20,5±2,5	11,3±2,1	6,1±1,25	3,0±0,9	1,8±0,6
H20/ZL	49 ±7,3	27 ±3,3	14 ±1,2	7 ±1,6	4 ±1,3	1 ±0,4
H20/W-Ag	18 ±3,6	11,6±2,5	4,9±1,3	1,8±0,4	0,8±0,2	0,4±0,1
H20/W-Cu	76,2±6,2	41,4±4,8	22 ±3,2	9 ±2,3	5,2±1,2	1,7±0,6

Największą wydajność uzyskano stosując jako materiał elektrody roboczej: spiek W- Cu, najmniejszą zaś, przy elektrodzie W-Ag. Uzyskana wydajność drażenia za pomocą elektrody W-Cu jest około 1,6 razy większa od wydajności uzyskanej przy stosowaniu elektrody żeliwnej ZL 20. Natomiast dla elektrody W-Ag wydajność stanowi tylko 0,4 wydajności osiąganej przy elektrodzie żeliwnej. Różnice te stają się wyraźniejsze ze wzrostem parametrów elektrycznych. Przy parametrach elektrycznych „drobnych” różnice pomiędzy wydajnościami dla różnych elektrod są niewielkie.

Podobnie przedstawia się wpływ materiałów drażonych na wydajność obróbki (rys. 4), przy drażeniu elektrodą żeliwną węglików H20 i G20. Wyraźne różnice występują jedynie przy tzw. grubych parametrach.



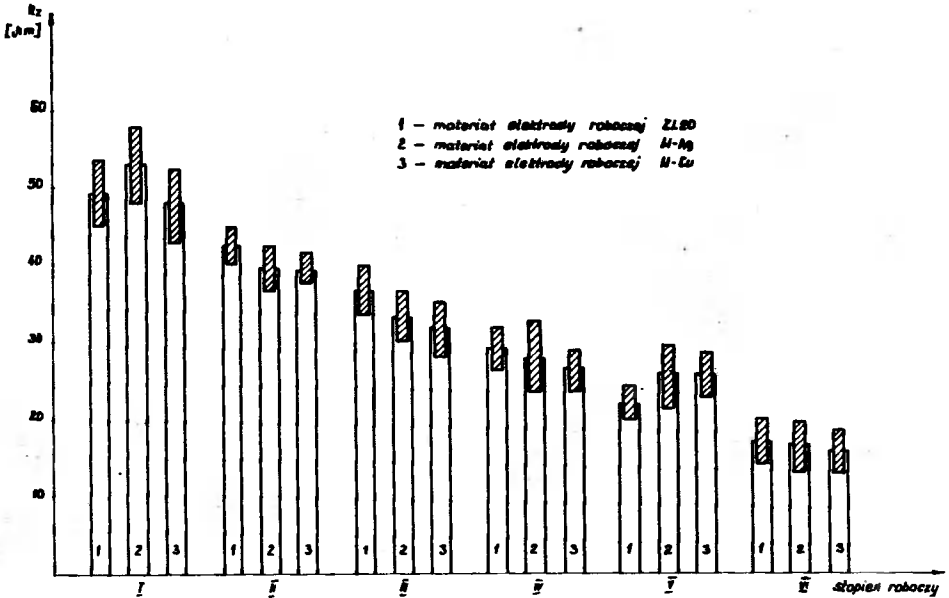
Rys. 4 Wpływ materiału drażonego na objętościową wydajność erozji Q_v przy drażeniu elektrodą żeliwną ZL20.

Tablica 3

Zestawienie wyników pomiarów chropowatości powierzchni obrabianej po drążeniu oraz współczynnika zużycia elektrod. Przedziały ufności dla $\alpha = 0,05$

materiał obrabiany/ materiał elektrody	Stożek roboczy											
	I		II		III		IV		V		VI	
	Rz [μm]	m_v	Rz [μm]	m_v	Rz [μm]	m_v	Rz [μm]	m_v	Rz [μm]	m_v	Rz [μm]	m_v
G20/ZL	65±4,1	1,9±0,12	47±3,4	1,3±0,09	38±3,1	1,0±0,17	30±2,5	0,8±0,14	27±3,9	1,3±0,1	18±2,5	0,8±0,15
H20/ZL	49±3,8	2,4±0,2	43±2,5	1,6±0,18	37±3,0	1,4±0,23	29±2,8	1,6±0,18	22±2,2	1,2±0,18	17±3,0	1,5±0,1
H20/W-Ag	53±4,0	2,8±0,26	39±2,7	2,4±0,27	33±3,0	2,8±0,18	28±3,9	3,6±0,4	26±3,8	4,8±0,70	17±3,1	2,9±0,34
H20/W-Cu	48±4,1	0,1±0,02	39±2,4	0,14± ±0,01	37±3,2	0,18± ±0,03	27±2,6	0,30± ±0,04	26±2,9	0,31± ±0,04	16±3,0	0,35± ±0,09

Opierając się na wynikach przeprowadzonych pomiarów chropowatości powierzchni R_z próbki po drażeniu (rys. 5), można stwierdzić, że rodzaj materiału elektrody roboczej, przy drażeniu tego samego materiału (H20), ma niewielki wpływ na ten wskaźnik technologiczny obróbki elektroiskrowej.

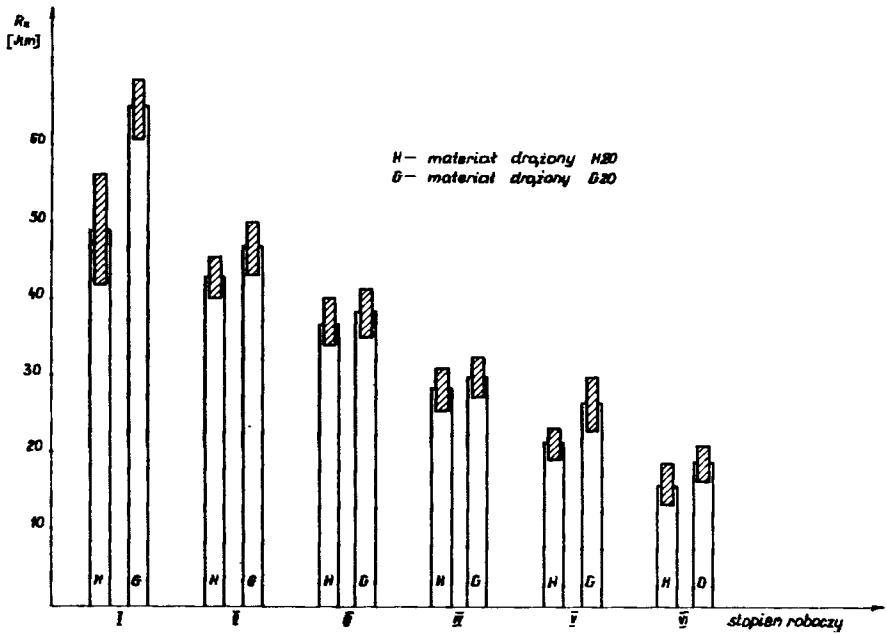


Rys. 5 Wpływ materiału elektrody roboczej na współczynnik zużycia m_v przy drażeniu węgla H20

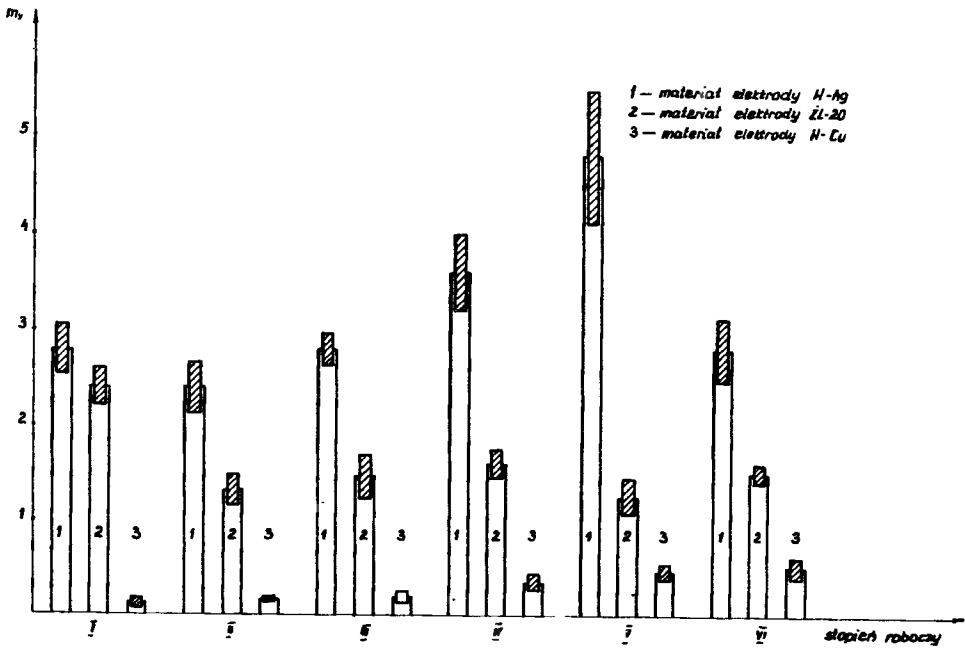
W wyniku badań wpływu materiału drażonego na chropowatość powierzchni po drażeniu stwierdzono, że chropowatość powierzchni próbek H20 i G20 jest różna. Wyraźne różnice występują jednak tylko na stopniu I drażarki EDA 35 (rys. 6). Większa chropowatość występuje w przypadku węgla G20. Zjawisko to jest trudne do wytłumaczenia, bowiem węgiel G20 jest trudniej obrabialny metodą obróbki elektroiskrowej niż węgiel H20. Odporność elektroerozyjna jest związana z wymiarami tworzących się przy wyładowaniach kraterów. Większe kratery tworzą się na powierzchni materiałów o mniejszej odporności elektroerozyjnej. Wymiary zaś tych pojedynczych zagłębień zdecydowanie wpływają na chropowatość powierzchni po drażeniu [3]. Relacji tej między wydajnością i chropowatością obróbki nie zaobserwowano.

Jednym z ważniejszych wskaźników oceny materiału jako materiału elektrody jest współczynnik zużycia elektrody roboczej. Jest to zasadniczo podstawowy wskaźnik doświadczalny określający odporność elektroerozyjną elektrod roboczych. Znajomość jego jest niezbędna przy projektowaniu elektrod do drażenia.

Wysoka odporność elektroerozyjna jest bardzo pożądana przy obróbce zgrubnej (w górnych zakresach parametrów elektrycznych) oraz przy obróbce dokładnej — wykańczającej. Zasada ta jest niekiedy pomijana ze względu na możliwości wykonawcze np. formy o złożonych kształtach draży się niekiedy elektrodami aluminiumowymi, mimo że posiadają one niską odporność elektroerozyjną, lecz są łatwe do kształtowania.



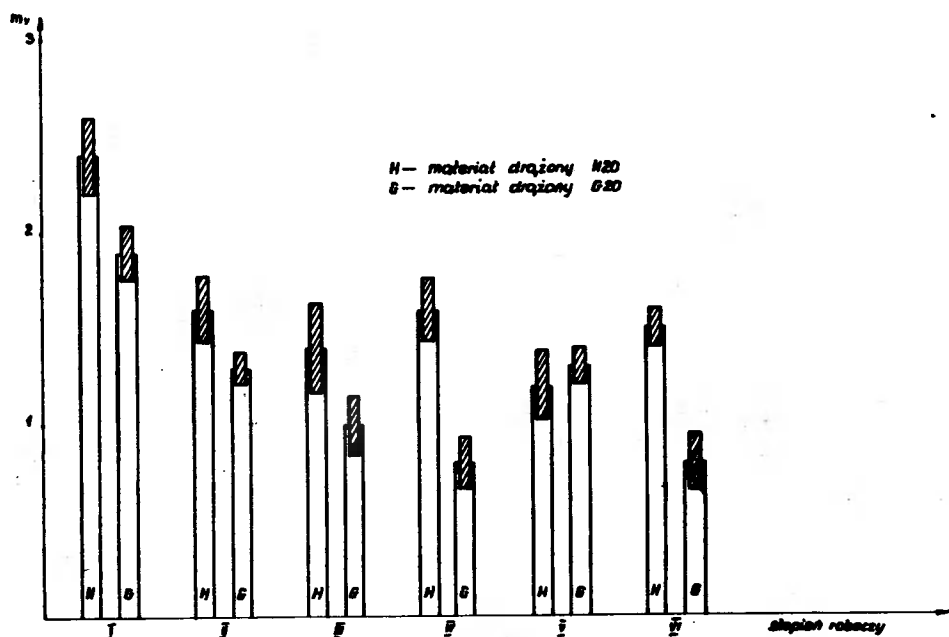
Rys. 6 Wpływ materiału drążonego na współczynnik zużycia elektrody roboczej m_v przy drążeniu elektrodą żeliwną ZL20



Rys. 7 Wpływ materiału elektrody roboczej na chropowatość powierzchni po drążeniu węglika H2O

Stosując różne materiały elektrod roboczych do drażenia próbki z węgla H20, stwierdzono w badanym zakresie duże różnice współczynnika m_v (rys. 7). Najwyższą odporność (najmniejszy m_v) stwierdzono przy drażeniu elektrodą W-Cu, co jest zgodne z wynikami badań innych autorów [6].

Zużycie elektrody W-Cu, zaobserwowane w badaniach, przy niektórych warunkach elektrycznych jest do 25 razy mniejsza od zużycia elektrody W-Ag. Ponadto inny jest charakter zmienności współczynnika m_v dla tego materiału w zależności od warunków elektrycznych. Współczynnik m_v maleje ze wzrostem parametrów elektrycznych, podczas gdy dla pozostałych materiałów wraz ze wzrostem parametrów elektrycznych następuje wzrost wartości współczynnika m_v . Zużycie elektrody żeliwnej Zl 20 waha się od $m_v = 1,5 - 2,4$. Żeliwo Zl 15 i Zl 20 jest najczęściej stosowanym materiałem na elektrody robocze przy obróbce elektroiskrowej węglików spiekanych.



Rys. 8 Wpływ materiału drażonego na chropowatość powierzchni po drażeniu elektrodą żeliwną ZL20

Przy drażeniu elektrodą żeliwną Zl 20 węglików spiekanych H20 i G20 zaobserwowano stosunkowo duży wpływ (rys. 8) materiału obrabianego na zużywanie się elektrod roboczych. Stwierdzono bardziej intensywne zużywanie się elektrod żeliwnych przy drażeniu H20 niż przy drażeniu węgla G20. W niektórych warunkach elektrycznych współczynnik objętościowego zużycia m_v przy drażeniu węgla H20 jest około 2 razy większy od m_v przy drażeniu w tych samych warunkach węgla G20. Prawdopodobnie przyczyn występujących różnic należy doszukiwać się we własnościach fizykochemicznych materiałów, zależnych od struktury krystalograficznej i konfiguracji elektronów [6].

4. WNIOSKI

Badania prowadzone w warunkach przemysłowych, dotyczące wpływu materiału elektrod na przebieg procesu obróbki elektroiskrowej węglików spiekanych pozwoliły na sformułowanie następujących wniosków:

- a) rodzaj i własności materiału elektrody roboczej silnie wpływają na objętościową wydajność obróbki Q_v oraz na zużycie elektrody roboczej określane współczynnikiem m_v , co przedstawiono na rysunkach 3 i 7, przy czym najkorzystniejsze efekty technologiczne uzyskuje się stosując jako materiał elektrody spiek wolframowo-miedziowy.
- b) rodzaj i własności materiału obrabianego wpływają na chropowatość powierzchni po drążeniu R_z , na wydajność obróbki Q_v oraz trwałość elektrody roboczej
- c) wpływ materiału obrabianego na wydajność obróbki i zużycie elektrody roboczej, w badanym zakresie jest mniejszy od wpływu materiału elektrody.

LITERATURA

1. Albiński K.: Badania wskaźników technologicznych obróbki elektroiskrowej. Prace IOS nr 4/1959.
2. Albiński K.: Odporność elektroerozyjna elektrod roboczych w przypadku drążenia elektroiskrowego. Prace IOS, seria Zeszyty Naukowe nr 16/1963 WNT.
3. Albiński K.: Zasada i zakres zastosowania obróbki elektroiskrowej. Materiały Instruktażowe IOS nr 53/1965.
4. Fiema L.: Badania doświadczalne cieczy dielektrycznych dla drążarek elektroerozyjnych, IV Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna Kraków 1973.
5. Liebenskind A.: Wpływ wybranych parametrów elektrycznych na wskaźniki użytkowe drążenia elektroerozyjnego, IV Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna, Kraków 1973.
6. Samsonow G.W., Mucha L.M.: Teoria i technologia wytwarzania materiałów na elektrody-narzędzia do obróbki elektroerozyjnej, „Metalurgia proszków” nr 1/1969.

THE INFLUENCE OF ELECTRODE MATERIAL ON PRODUCTION ENGINEERING INDEXES OF SPARK EROSION PROCESSING

Summary

In this work there are results of testing the selection of electrode materials for erosion comented carbides H20, G20 on the basis of the following indexes surface roughness R_z , wolume capacity Q_v , relative consumption electorde m_v .

The investigation took place in production conditions on a spark erosion machine EDA 35 with three variety of electrode materials. In has been proved that electrode material considerably influent... production engineeving indexes of erosion processing anf the best results have been obtained with W-Cu alloy tool-electrode.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАТЕРИАЛА ЭЛЕКТРОДА - ИНСТРУМЕНТА
НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ИНДЕКСЫ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКИ

Р е з ю м е

В работе представлены результаты исследований при подборе материала электрода к электроэрозионному оборудованию твердого сплава сорта Н20 и при поддержке таких технологических индексов как: шероховатость поверхности после обработки, объёмная производительность, коэффициент относительного износа электрода.

Опыты были проведены в промышленных условиях на электроискровом станке 35, применяя три материала электрода.

Установлено, что материал электрода влияет в значительной степени на результаты электроискровой обработки, причём лучшие результаты получаются при обработке электродом из вольфрамно-медного сплава.

Ireneusz Bielski
Wojciech Kałużny

**BADANIA WPŁYWU POWŁOK SMARUJĄCYCH MoS_2 NA ZWIĘKSZENIE
OKRESU TRWAŁOŚCI OSTRZA NARZĘDZI SKRAWAJĄCYCH
PRZY TOCZENIU STOPU ALUMINIOWEGO AK-12 T₁**

W artykule omówiono wyniki badań wpływu powłok smarujących MoS_2 na zużycie ostrza narzędzi skrawających przy toczeniu odlewniczego stopu aluminiowego AK 12-T₁.

Uzyskane wyniki uzasadniono badaniami ścierności materiału i współczynnika tarcia przy wytworzeniu powłoki MoS_2 , jak i bez tej powłoki.

1. WSTEP

Intensywne zużywanie się ostrzy narzędzi skrawających jest przyczyną powstawania zwiększonej ilości braków produkcyjnych oraz wpływa na wzrost kosztów produkcji przede wszystkim poprzez wzrost kosztów zakupu i regeneracji stosowanych narzędzi. Czynniki te są brane pod uwagę szczególnie w warunkach produkcji wielkoseryjnej i masowej, w których obok możliwości uzyskania znacznych oszczędności z tytułu zmniejszonego zapotrzebowania na narzędzia skrawające, skraca się czas przestojów linii produkcyjnych, koniecznych dla dokonania wymiany zużytych narzędzi.

Wyłoniła się więc konieczność wprowadzenia specjalnych środków umożliwiających zwiększanie okresu trwałości ostrza bez konieczności obniżenia wydajności obróbki. Jednym ze sposobów obniżenia zużycia ostrzy (opisywanym w literaturze) jest stosowanie powłok smarujących z grafitu lub dwusiarczku molibdenu (MoS_2). Zwłaszcza powłoki smarujące MoS_2 stosowane przy skrawaniu stali dawały bardzo dobre rezultaty, zwiększając okres trwałości ostrza 2-3 razy [1, 7]. Powłoki te dają szczególnie dobre efekty w zastosowaniu do obróbki materiałów wykazujących znaczne działanie ścierne na materiał ostrza skrawającego.

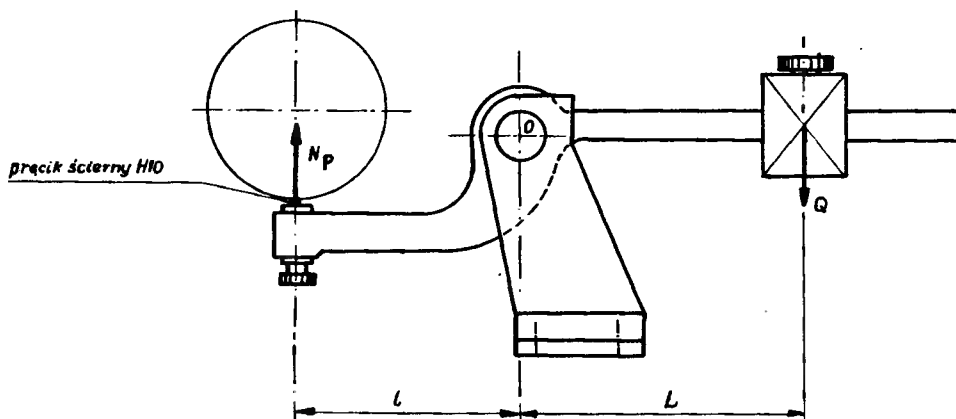
W artykule przedstawiono wyniki badań porównawczych przy toczeniu wzdłużnym aluminiowego stopu odlewniczego AK12-T₁, stosowanego w przemyśle motoryzacyjnym. Stop ten odznacza się dużą ściernością w związku z obecnością w składzie chemicznym znacznej ilości krzemu (w granicach $10,5 \div 13\%$).

W badaniach porównywano zużycie ostrza przy toczeniu na sucho oraz z zastosowaniem płynu obróbkowego z udziałem i bez udziału MoS_2 . Wyjaśniono również przyczyny zmniejszenia zużycia ostrza przy stosowaniu powłok smarujących.

2. OPIS STANOWISKA, MATERIAŁU I NARZĘDZI DO BADAŃ

2.1. Stanowisko badawcze

Badania porównawcze zużycia ostrza przeprowadzono w próbach toczenia wzdłużnego na uniwersalnej tokarce szybkoobrotowej TUD-50, posiadającej 21 stopni prędkości obrotowych wrzeczona w zakresie od 18 do 1800 obrotów na minutę oraz 42 stopnie prędkości posuwów wzdłużnych w zakresie $0,08 \div 3,26$ mm/obr. Na tym samym stanowisku, wyposażonym dodatkowo w przyrząd wywołujący określony nacisk pręcika ciernego do materiału próbki (rys. 1), przeprowadzono również badania ścierności materiału.



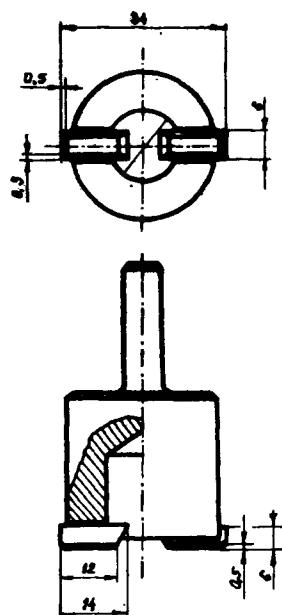
Rys. 1. Przyrząd do badania ścierności

Na wiertarce stołowej WS-15 wyposażonej w siłomierz tensometryczny dostosowany do pomiaru momentu obrotowego przeprowadzono pomiary współczynnika tarcia. Docisk próbki przeciwcierniej z klejoną do korpusu końcówką z węgla H10 (rys. 2) wywierano poprzez stałe obciążenie dźwigni posuwu wrzeczona.

W skład aparatury kontrolno-pomiarowej wchodziły następujące przyrządy:

- mikroskop warsztatowy MWD, stosowany do pomiarów zużycia ostrza i narostów na ostrzu, wartość elementarnej działki pomiarowej 0,01 mm,
- profilografometr Kalibr – model 201, używany do pomiarów chropowatości powierzchni obrabianej próbki oraz powierzchni ostrzy narzędzi skrawających przeznaczonych do badań,
- siłomierz tensometryczny do pomiaru momentu obrotowego i siły poosiowej; zakres pomiaru momentu od 0 do 90 Nm,

Rys. 2. Próbką przeciwcierna do pomiaru współczynnika tarcia, z podanymi wymiarami wklejonych płytek węgla H10



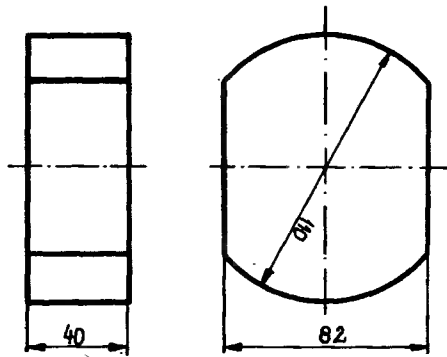
- mostek tensometryczny UM-131 oraz oscylograf pętlicowy K-105 do rejestracji momentu tarcia i siły poosiowej,
- passometr do określania ubytku długości pręcików przeciwciernych w próbach ścierności.

2.2. Materiał do badań

W badaniach zużycia ostrza stosowano próbki w postaci odlewów kokilowych wałków o wymiarach $\phi 120 \times 400$ mm ze stopu AK12-T₁. Wszystkie próbki pochodziły z jednego wytopu i były atestowane. Po skórowaniu na średnicę $\phi 116$ mm przeprowadzano pomiary twardości materiału, przy czym do badań dopuszczono te próbki, których twardość mierzona w trzech punktach oddalonych od siebie o 0,3 długości wałka, nie przekraczała wartości 104 ± 6 HB. Do badań ścierności stosowano próbki $\phi 92 \times 400$ mm. Materiał do badań mocowano na tokarce w trzyszczękowym uchwycie samocentrumującym, podpierając z drugiej strony kłębem z konika.

Przed próbami zużycia i ścierności były one przetwarzane odpowiednio na średnicę $\phi 114 \pm 0,2$ i $\phi 90 \pm 0,2$ w celu wyeliminowania bicia, spowodowanego błędami mocowania.

Do badań dopuszczono wałki, których oględziny przeprowadzone po skórowaniu nie wykazały istnienia wad odlewniczych i wtrąceń ciał obcych (szczególnie węglika boru). Do badań współczynnika tarcia stosowano próbkę jak na rys. 3.



Rys. 3. Próbkę AK12-T₁ do pomiaru współczynnika tarcia

2.3. Narzędzia do badań

W badaniach zużycia ostrza stosowano noże imakowe odsadzone w prawo NNBe 16X16 z lutowaną płytką z węglików spiekanych gatunku H10. Materiał ostrza wytypowano w oparciu o zalecenia zawarte w pracy [3] dla doboru materiału ostrza do obróbki odlewniczych stopów aluminiowych.

Po szlifowaniu powierzchnie robocze ostrzy poddano docieraniu na ostrzarce Agathon 175. Po docieraniu geometria ostrza była następująca: $\gamma_0 = 15^\circ$, $\alpha_0 = 8^\circ$,

$\alpha'_o = 6^\circ$, $\kappa' = 4^\circ$, $\kappa = 90^\circ$ oraz $r = 0$ mm. Celem uniknięcia błędów geometrii ostrza podczas ostrzenia narzędzi i w wyniku błędów ich zamocowania w imaku obrabiarki, noże posiadały szlifowane powierzchnie bazujące trzonka. W wyniku docierania chropowatość R_a powierzchni roboczych ostrza była zawarta w granicach 0,08 do 0,10 μm , natomiast kąty ostrza mieściły się w granicach tolerancji $\pm 0^\circ 30'$. Do badań dopuszczono te noże, których ostrza nie posiadały przypaleń szlifierskich, wykruszeń oraz wyszczerbień krawędzi skrawających.

Do badań ścierności stosowano pręciki z węglikiem spiekanego gatunku H10 o wymiarach $\phi 2,5 \times 12$ mm. Pręciki posiadały docierane powierzchnie czołowe aby uniknąć wpływu ich falistości i wykruszeń krawędzi na mierzony ubytek długości.

Do pomiarów współczynnika tarcia stosowano próbkę przedstawioną na rys. 2, której powierzchnie cierne stanowiły docierane płytki D5 (o wymiarach jak na rys. 2) z węglików spiekanych gatunku H10. Płytki były wklejane w gniazda żeliwnego korpusu za pomocą żywicy epoksydowej Epidian 5 z dodatkiem utwardzacza PAC.

3. BADANIA

Celem przeprowadzonych badań było określenie wpływu powłok smarujących na przebieg zużycia i okres trwałości ostrza. Zgodnie z literaturą [8] w procesie skrawania współczynnik tarcia osiąga wysoką wartość, wskutek tarcia ostrza o nie posiadający utlenionych powłok materiał obrabiany. Z tego względu stosowanie powłok smarujących, związanych z materiałem ostrza powoduje zmniejszenie współczynnika tarcia a tym samym zmniejszenie zużycia ostrza. Skuteczne i dogodne w stosowaniu są powłoki smarujące MoS_2 . Z tego powodu do badań włączono również próby, które miały wykazać różnicę pomiędzy współczynnikiem tarcia i ściernością materiału obrabianego bez stosowania i przy zastosowaniu powłok smarujących, wytworzonych poprzez wtarcie MoS_2 w materiał próbki przeciwcierniej oraz przez doprowadzenie dwusiarczku w płynie obróbkowym do strefy styku powierzchni ciernych.

3.1. Badania okresu trwałości ostrza

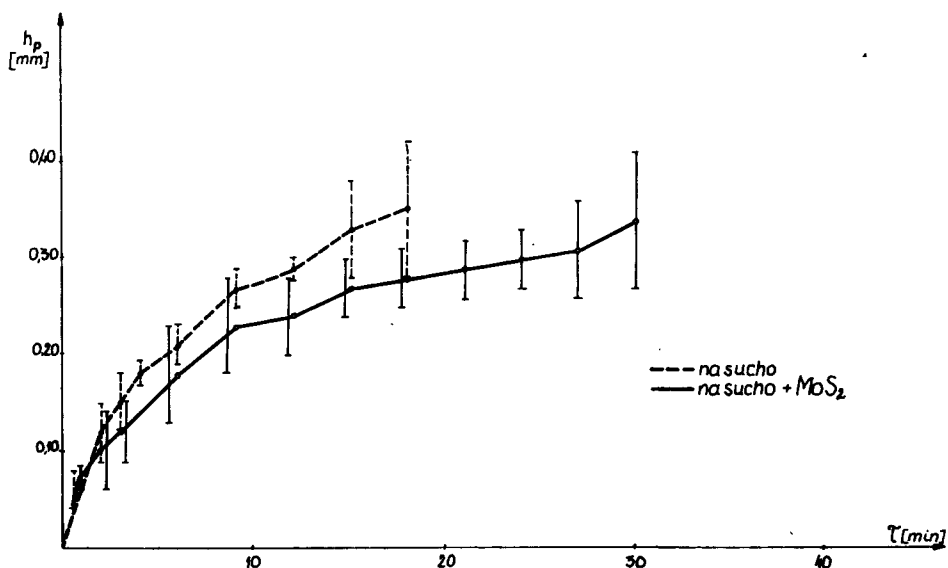
Badania przeprowadzono w próbach toczenia wzdłużnego stosując następujące parametry skrawania: $v = 5,4$ m/s, $p = 0,13$ mm/obr., $g = 1,5$ mm. Zużycie ostrza określano wysokością starcia h_p na powierzchni przyłożenia i wyliczano średnią arytmetyczną z trzech prób przeprowadzonych z użyciem trzech noży. Równocześnie rejestrowano zmiany chropowatości w funkcji zużycia ostrza, przyjmując chropowatość w danym punkcie pomiarowym odpowiadającą średniej arytmetycznej wyników z trzech prób.

Jako kryterium zużycia ostrza przyjęto taką wartość zużycia, przy której następowała wyraźna zmiana chropowatości powierzchni lub następowało przegięcie krzywej zużycia, odpowiadające początkowi obszaru przyspieszonego zużycia. Czas, po którym występowały wymienione objawy przyjmowano jako okres trwałości ostrza. Wyniki prób opracowano statystycznie przyjmując poziom istotności $\alpha = 0,1$ przy założeniu rozkładu normalnego.

3.1.1. Badanie okresu trwałości ostrza podczas toczenia na sucho

W jednym przypadku toczenie przeprowadzono na sucho, w drugim natomiast powierzchnię natarcia i przyłożenia ostrza nacierano sprasowanym MoS₂. Pomiar zużycia ostrza przeprowadzono w obszarze normalnego zużycia w odstępach 3-minutowych, a w obszarze wstępnego zużycia w odstępach 1-minutowych. Krzywe zużycia ostrza odnoszące się do omówionych przypadków prób przedstawiono na rysunku 4.

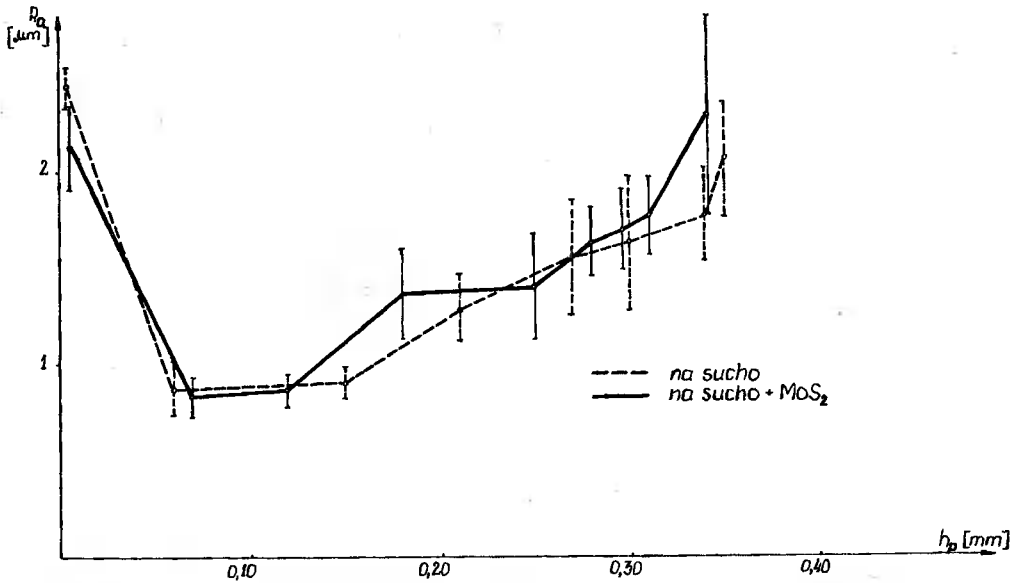
Próby przerwano przed osiągnięciem okresu przyspieszonego zużycia ostrza, co można stwierdzić analizując krzywe na rys. 4. W obu próbach decydująca była gwałtowna zmiana chropowatości powierzchni, występująca po osiągnięciu zużycia h_p w granicach 0,33 do 0,35 mm.



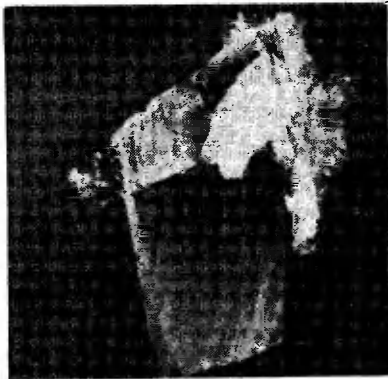
Rys. 4. Zużycie noży w funkcji czasu przy toczeniu na sucho

Wykres przedstawiający zmiany chropowatości R_a powierzchni w zależności od zużycia ostrza pokazano na rysunku 5. Przyczyną powodującą zmianę chropowatości w obszarze wymienionych wartości zużycia ostrza jest nagłe pojawienie się przywarć materiału obrabianego na ostrzu (rys. 6).

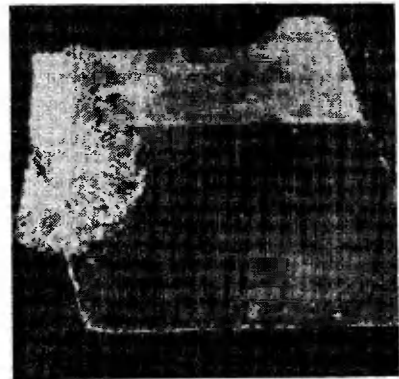
Przywarcia materiału do ostrza posiadają większą twardość od materiału próbki [6], powodując „rozmazanie” powierzchni obrabianej i zanik regularnych śladów odwzorowania ostrza skrawającego. Dopuszczalna, ze względu na chropowatość obrobionej powierzchni, wartość zużycia ostrza $h_p = 0,34$ mm wystąpiła w przypadku ostrza nacieranego dwusiarczkiem molibdenu po czasie $\tau = 30$ min, natomiast bez dwusiarczku po czasie $\tau = 19$ min. Przyjęte, odpowiadające im, okresy trwałości ostrza wyniosły zatem odpowiednio $T_{dm} = 30$ min i $T = 19$ min.



Rys. 5. Chropowość powierzchni w funkcji h_p przy toczeniu na sucho



a



b

Rys. 6. Przywarcia materiału obrabianego do materiału ostrza po osiągnięciu dopuszczalnego zużycia ostrza a – widok ostrza od strony pomocniczej powierzchni przyłożenia, b – widok ostrza od strony powierzchni przyłożenia

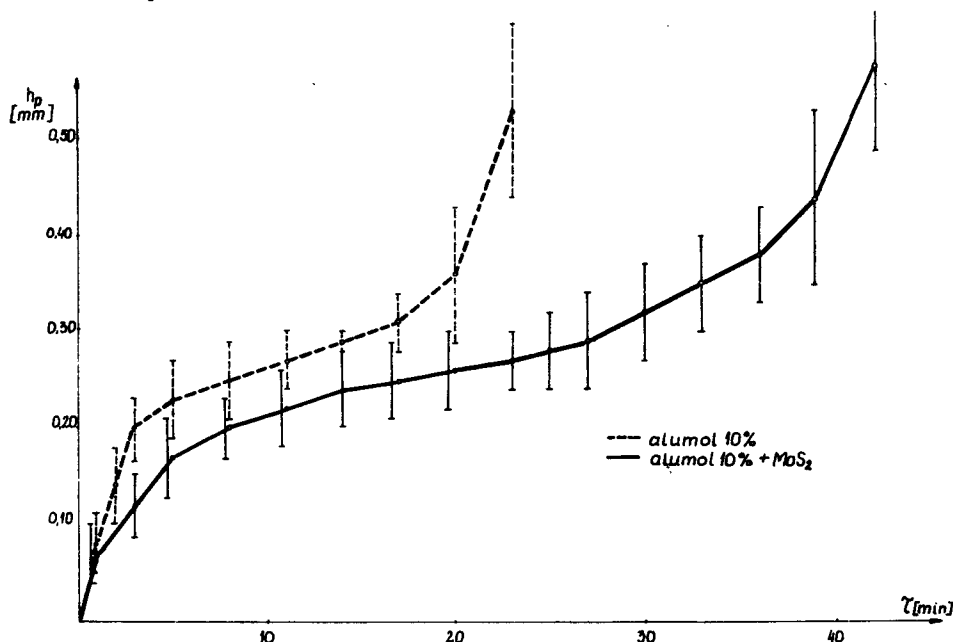
Porównując uzyskane w danych warunkach wartości okresów trwałości ostrza można stwierdzić, że zastosowanie powłoki smarującej MoS₂ przyczyniło się do wzrostu wydajności narzędzia o 60%.

3.1.2. Badanie okresu trwałości ostrza przy toczeniu z zastosowaniem płynu obróbkowego

Próby przeprowadzono przy tych samych parametrach skrawania, które obowiązywały przy próbach toczenia na sucho, z tą różnicą, że obszar wierzchołka ostrza

skrawającego, podawano od strony powierzchni natarcia płyn obróbkowy, wypływający z instalacji chłodzenia obrabiarki z natężeniem około 0,8 l/min.

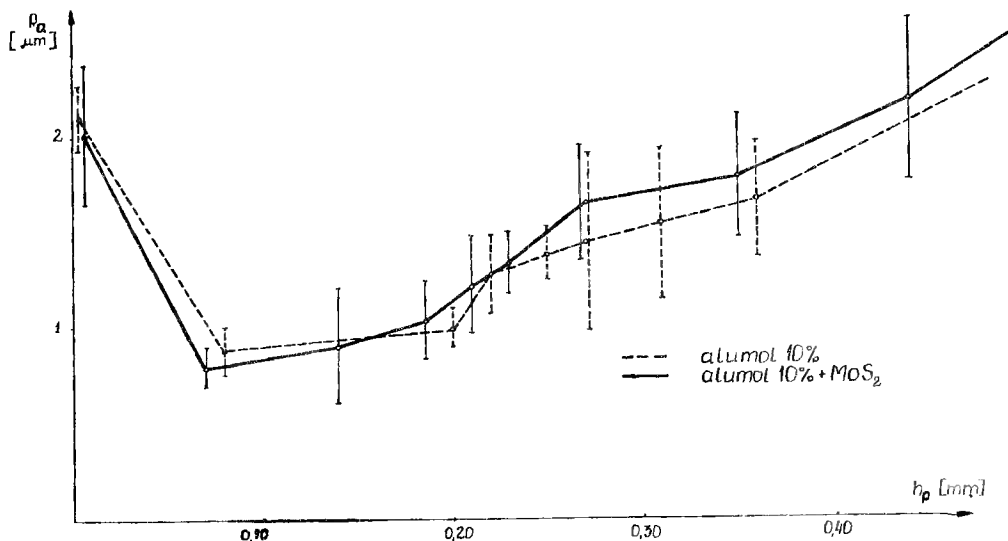
Płyn obróbkowy stanowił w jednym przypadku alumol 10% [3], a w drugim przypadku w roztworze alumolu wytworzono zwilżoną zawiesinę MoS₂. Stężenie wagowe MoS₂ w alumolu wynosiło $S = 0,25\%$.



Rys. 7. Zużycie noży w funkcji czasu przy toczeniu z płynem obróbkowym

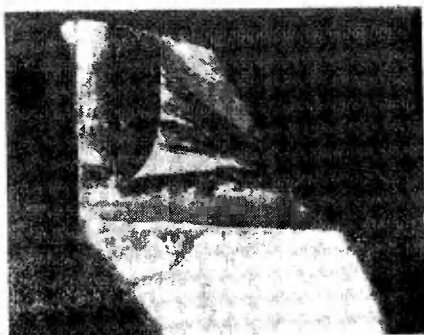
Wykres zużycia h_p ostrza w funkcji czasu przedstawia rys. 7. W przypadku skrawania bez obecności w strefie skrawania dwusiarczku molibdenu, przyspieszone zużycie ostrza rozpoczyna się po upływie 18 minut czasu jego pracy. Przy obecności MoS₂ obszar ten rozpoczyna się po upływie 36 minut. Okres przyspieszonego zużycia ostrza rozpoczyna się w obu przypadkach przy różnych wartościach jego zużycia, które dla skrawania z płynem obróbkowym przyjęto jako dopuszczalne wartości zużycia. Przy skrawaniu w obecności alumolu zużycie dopuszczalne $h_p = 0,32$ mm, natomiast z dodatkiem do alumolu MoS₂ odpowiada ono $h_p = 0,38$ mm. Podane wartości h_p stanowią kryteria zużycia ostrza w omawianych przypadkach.

Chropowatość powierzchni (rys. 8) w okresie zużycia wstępnego ostrza jest dość znaczna, lecz obniża się już po osiągnięciu nieznacznej wartości zużycia h_p . Dalszy wzrost zużycia ostrza powoduje minimalne przyrosty chropowatości, przy czym przyrosty te są również regularne po przekroczeniu wartości zużycia dopuszczalnego. Intensywniejsze odprowadzanie ciepła przez płyn nie sprzyja tworzeniu się przywarć materiału obrabianego do materiału ostrza i tym można tłumaczyć niewystąpienie kryterium zużycia ostrza w postaci gwałtownej zmiany chropowatości i śladów



Rys. 8. Chropowość powierzchni w funkcji h_p przy toczeniu z płynem obróbkowym

obróbki na powierzchni obrabianej. Nieznaczne przywarcia występują na powierzchni przyłożenia (rys. 9), lecz nie występują na pomocniczej powierzchni przyłożenia i tym samym nie zmieniają śladów tarcia ostrza o materiał obrabiany. Zmiana charakteru odzworowania kształtu ostrza uwidacznia się jedynie w postaci zmiany szerokości śladów spowodowanych widocznym na zdjęciu zaokrągleniem wierzchołka ostrza, powstającym w wyniku zużycia jego powierzchni roboczych.



a



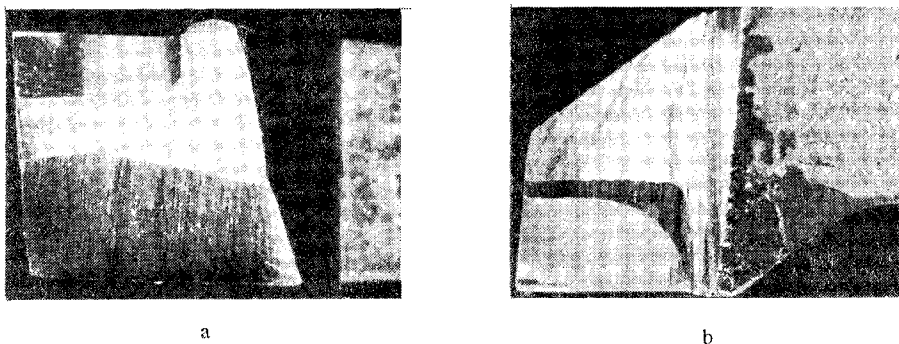
b

Rys. 9. Przywarcia materiału obrabianego do materiału ostrza po osiągnięciu dopuszczalnego zużycia ostrza przy toczeniu z płynem obróbkowym: a – widok od strony powierzchni natarcia, b – widok od strony powierzchni przyłożenia

Analizując okresy trwałości ostrza odpowiadające czasom jego pracy (po których wystąpiły kryteria zużycia ostrza w badanych przypadkach: $T = 18$ min oraz $T_{DM} = 36$ min) można stwierdzić, że dodatek dwusiarczku molibdenu przy stężeniu $S = 0,25\%$ powoduje wzrost wydajności narzędzia o 100%.

3.2. Badania ścierności materiału i współczynnika tarcia

Ślady zużycia obserwowane na powierzchniach roboczych ostrza przed pojawieniem się na nim przywarć materiału obrabianego AK12-T₁, wskazują na dominujący wpływ zużycia ściernego. Ślady zużycia na powierzchniach przyłożenia posiadają kierunkowość zgodną z kierunkiem wektora szybkości skrawania (rys. 10).



Rys. 10. Ślady zużycia ostrza przy zużyciu na powierzchni przyłożenia $h_p = 0,23$: a – widok od strony powierzchni przyłożenia, b – widok od strony powierzchni natarcia

Na powierzchni natarcia występuje niewielki żłobek wywołany ściernym działaniem ślizgającego po niej wióra oraz szczepieniami adhezyjnymi i zjawiskami dyfuzyjnymi.

Opisany charakter zużycia występuje przy skrawaniu z zawartością MoS₂ oraz bez jego zawartości w płynie.

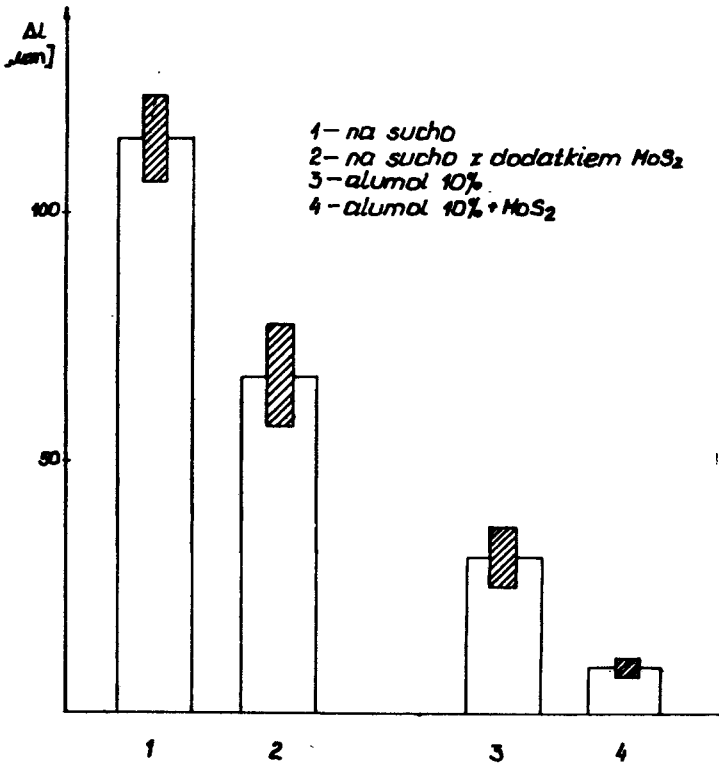
Uzyskane zmniejszenie zużycia ostrza przy zastosowaniu powłoki smarującej można więc uzasadnić zmniejszeniem współczynnika tarcia pomiędzy materiałem ostrza i materiałem próbki, a tym samym obniżenia działania ściernego materiału obrabianego na ostrze. W celu uzasadnienia tych przypuszczeń przeprowadzono próby ścierności, uwzględniające wszystkie przypadki ujęte w próbach toczenia.

Próby ścierności przeprowadzono na stanowisku opisanym w punkcie 2.1. Stosowana prędkość obwodowa próbki wynosiła $v = 0,44$ m/s, posuw pręcika $p = 0,24$ mm/obr, oraz nacisk pręcika na materiał próbki $N_p = 100$ N (będący wynikiem działania siły $Q = 50$ N na ramieniu L przy stosunku $l/L = 0,5$ – rys. 1).

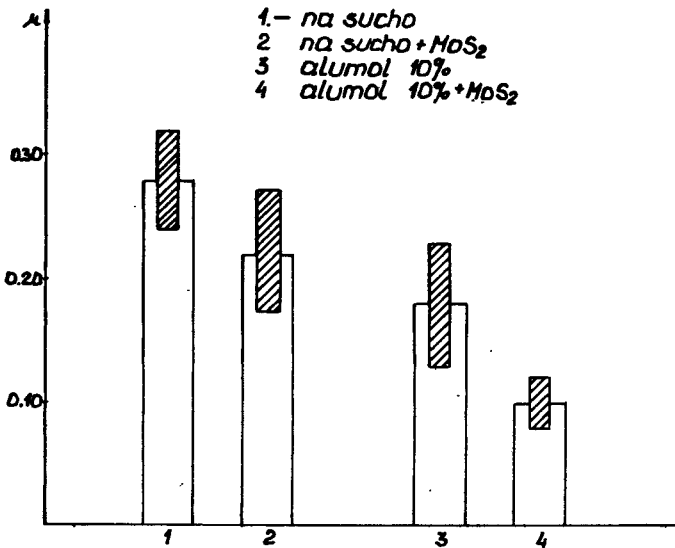
Na każdym wałku wykonywano trzy przejścia pręcika, przy czym pręcik przesuwiał się zawsze po świeżo zeskrwanej powierzchni, toczonej przy głębokości skrawania $g = 0,2$ mm.

Wyniki pomiarów ścierności przedstawiono na rys. 11, przy czym miarą ścierności materiału w poszczególnych warunkach był ubytek długości pręcika o stałej wartości przekroju poprzecznego w określonym czasie. Zakreskowane pola oznaczają przedziały ufności określone dla trzech kolejno przeprowadzonych prób.

Pomiędzy zużyciem ściernym pręcika w różnych warunkach występują wyraźne różnice, przy czym zachowana jest relacja jak dla zużycia ostrza przy stosowaniu powłoki smarującej i bez powłoki.



Rys. 11. Ścierność materiału AK12-T₁ w różnych warunkach



Rys. 12. Współczynnik tarcia między AK12-T₁ i H10 w różnych warunkach

W podobny sposób zmienia się wartość współczynnika tarcia (rys. 12) badanego przy średniej prędkości próbki przeciwcierniej $v = 0,06$ m/s oraz nacisku $N_p = 100$ N. Próbka cierna posiadała obrobioną powierzchnię czołową z występującymi, w przybliżeniu współśrodkowymi, śladami obróbki. W ten sposób wektory prędkości obwodowej w danych punktach próbki przeciwcierniej były w przybliżeniu styczne do śladów obróbki na powierzchni próbki cierniej. Układ był więc zbliżony do układu rzeczywistego występującego podczas toczenia.

Przeprowadzone badania ścierności i współczynnika tarcia potwierdzają tezę, że wzrost zużycia ostrza związany jest ze wzrostem współczynnika tarcia pomiędzy ostrzem narzędzia skrawającego a świeżo odsłoniętymi warstwami materiału obrabianego. Znaczne tarcie, istniejące w wymienionym układzie można zmniejszyć stosując powłoki smarujące. Warstewka płynu obróbkowego stanowi powłokę wyraźnie obniżającą tarcie w stosunku do tarcia występującego podczas toczenia na sucho. Jest ona jednakże mało skuteczna w porównaniu z powłoką MoS₂, posiadającą znacznie większą nośność powierzchniową, jak również dużą zdolność penetracji [8].

4. UWAGI KOŃCOWE

Przeprowadzone próby wykazały znaczny wzrost wydajności narzędzia skrawającego (mierzonej wydajnością objętościową obróbki pomiędzy kolejnymi przeostrzeniami ostrza) przy zastosowaniu powłok smarujących MoS₂. Konsekwencją tego wzrostu jest obniżanie kosztów ostrzenia narzędzi i skrócenie czasów przestoju obrabiarek w związku ze zmniejszeniem częstości wymiany zużytych narzędzi.

Wynika stąd że opisany sposób zwiększenia okresu trwałości ostrza jest szczególnie opłacalny w przypadkach obróbki za pomocą narzędzi kształtowych, których ostrzenie jest pracochłonne i niewielka jest możliwa ilość przeostrzeń narzędzia, czasami przeostrzenie jest wręcz niemożliwe. Dodatkowe efekty ekonomiczne uzyskuje się w warunkach produkcji rozwiniętej – wielkoseryjnej lub masowej, występującej głównie w zakładach przemysłowych przemysłu motoryzacyjnego, gdzie zapotrzebowanie na narzędzia jest bardzo duże.

Z uzyskanych wyników badań wynika, że stosowanie powłok MoS₂ daje wyraźne efekty podczas toczenia na sucho a szczególnie przy wytworzeniu zawiesiny dwusiarczku w płynie obróbkowym.

W badaniach wykazano wzrost okresu trwałości ostrza przy jednym stężeniu dwusiarczku. Należy przypuszczać, że istnieje optymalna zawartość dwusiarczku w roztworze, przy której zużycie ostrza jest najmniejsze. Kryteria pomocnicze powinny być oparte na ocenie intensywności wytrącania się dwusiarczku z roztworu i uwzględniać efekty ekonomiczne związane z obniżeniem kosztów eksploatacji narzędzi z równoczesnym wzrostem kosztów, spowodowanych wzrostem ceny wytworzonej powłoki.

Wytrącanie się dwusiarczku i osadzanie się na ruchomych zespołach obrabiarki wpływa na obniżenie zużycia tych zespołów, jednakże powoduje zubożenie zawartości MoS₂ w roztworze. Uzupełnienie stężenia zawiesiny do składu optymalnego wiąże się ze wzrostem kosztów, bowiem koszt handlowego MoS₂ jest znaczny (ca 300 zł/kg).

5. WNIOSKI

Wyniki badań pozwalają na sformułowanie następujących wniosków:

- a) stosowanie powłok smarujących MoS_2 podczas toczenia na sucho powoduje wzrost okresu trwałości ostrza o około 60%. Efekt ten uzyskano przy wtarceniu MoS_2 w materiał ostrza przed rozpoczęciem obróbki;
- b) podczas chłodzenia ostrza roztworem alumolu z zawiesiną MoS_2 uzyskano wzrost okresu trwałości ostrza o 100% przy stężeniu wagowym dwusiarczku w roztworze alumolu równym 0,25%,
- c) ze względu na wysoką cenę zakupu dwusiarczku, stosowanie jego jest uzasadnione głównie w przypadku obróbki narzędziami kształtowymi, ewentualnie narzędziami ogólnego przeznaczenia w warunkach obróbki dużych partii przedmiotów, wykonywanych z materiałów wykazujących znaczną ścierność,
- d) mechanizm oddziaływania powłok smarujących z dwusiarczku molibdenu polega głównie na zmniejszeniu współczynnika tarcia pomiędzy materiałem ostrza narzędzia skrawającego i materiałem przedmiotu,
- e) stężenie MoS_2 w płynie obróbkowym przy obróbce z udziałem płynu obróbkowego z zawiesiną MoS_2 wymaga dokładniejszego zbadania, w celu określenia stężenia optymalnego w oparciu głównie o kryteria ekonomiczne.

LITERATURA

1. Bielickij M., Rejchensztajn J., Szatałow O.: K woprosu primienienija disulfida molibdena dla sniżenia iznosa instrumentow, Maszynostroitel, 7, 1965.
2. Braitweite E.R.: Solid lubricants and Surfaces, Pergamon Press, 1964.
3. Feld M., Rozwadowski W.: Opracowanie normatywów warunków obróbki stopów aluminium przy toczeniu. Etap 2. Badania i opracowanie wyników, WSI, Archiwum Zespołu Obrabiarek i Technologii Budowy Maszyn, Bydgoszcz 1972.
4. Gordon A.: Pribor dla izmierienija sił trienija pri rezanii mietalłow, Stanki i instrument, 7, 1965.
5. Latour A., Marciniak M.: Efektywność emulsji siarkowanych oraz emulsji z dodatkiem dwusiarczku molibdenu jako chłodziw przy skrawaniu metali, Mechanik, 12, 1961, 1, 1962.
6. Latoś H.: Badanie wpływu przywierania materiału obrabianego do ostrza narzędzia skrawającego na jakość technologiczną przedmiotów ze stopu aluminium. Praca doktorska, Politechnika Krakowska, Kraków 1972.
7. Reinsch H.: Werkzeug Schmierung bei Spannabhebender Metallbearbeitung, Schlügel und Eisen, 4, 1969.
8. Sentruchina L.N., Nikołajewa W.M.: Twirdyje smazki uwieliczijawuszczije stojkość reżuszczewo instrumenta, Stanki i instrument, 8, 1966.
9. Suworow W.: O wlijanii adgeziji na charakteristiki processa rezanija, Rezanije, Stanki i instrumenty, 2, 1969.

**INVESTIGATIONS OF MoS₂ CRUST COAT INFLUENCE UPON INCREASE
OF TOOL LIFE IN TURNING TOOLS OF ALUMINIUM ALLOY AK12-T₁****Summary**

In this article the authors analyse the investigations results of MoS₂ crust coat influence upon wear of tool blade in turning aluminium alloy AK12-T₁.

The results have been supported by investigations of abrasive of material and friction factor by producing the MoS₂ coat as well as without it.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТВЁРДЫХ СМАЗОЧНЫХ ПРОВОЛОК
MoS₂ НА ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ
ПРИ РЕЗКЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК 12 - Т₁****Р е з ю м е**

В статье представлены результаты исследований влияния смазочных проволок MoS₂ на разрушение лезвия режущего инструмента при точении отливок из алюминиевого сплава АК12 - Т₁.

Полученные результаты экспериментов доказывались исследованиями трения при изготовлении проволоки MoS₂ и без неё.

Stanisław Dymski

ZASTOSOWANIE ODCZYNNIKA MARBLE DO UJAWNIEŃIA STRUKTURY PIERWOTNEJ W STALIWIE

W czasie badań stwierdzono, że odczynnik Marble może służyć do ujawnienia struktury pierwotnej w staliwie nierdzewnym węglowym. Jednakże w staliwie węglowym poza trawieniem tym odczynnikiem wymagane jest dodatkowe przeszlifowanie powierzchni wytrawianej.

Stosowanie odczylnika Marble jest szczególnie korzystne przy badaniu odlewów z napoinami. Ponadto odczynnik ten może zastąpić niektóre zalecane odczynniki, przeznaczone do ujawnienia struktury pierwotnej, z uwagi na mniejszą pracochłonność przygotowania zgładu.

Badania makroskopowe staliwa pozwalają na zorientowanie się o charakterze struktury zazwyczaj na całych przekrojach półwytworów lub wytworów. Celem ich jest: ujawnienie struktury pierwotnej wraz z jej strefami, jakościowe ujawnienie niejednorodności chemicznej (strefowej), wykrycie nieciągłości materiału itp.

W literaturze oraz normach podane są odczynniki, za pomocą których można ujawnić strukturę pierwotną staliwa. Do najbardziej rozpowszechnionych i stosowanych zalicza się odczynniki Anczyca, Oberhoffera, Heyna, Fry i Jacewicza [1, 2, 4, 5, 6, 7, 8, 9]. Natomiast nie stosuje się i nie zaleca do tych celów odczylnika Marble.

Odczynnik Marble o składzie: 10 g siarczanu miedzi (CuSO_4), 100 cm^3 kwasu solnego (HCl o gęstości 1.19 g/cm^3 i 100 cm^3 wody destylowanej, jest przeznaczony do badania makroskopowego złączy spawanych [2, 3]. Jak wynika z badań zamieszczonych w publikacji [3] jest to najbardziej uniwersalny i najlepszy odczynnik do tych celów.

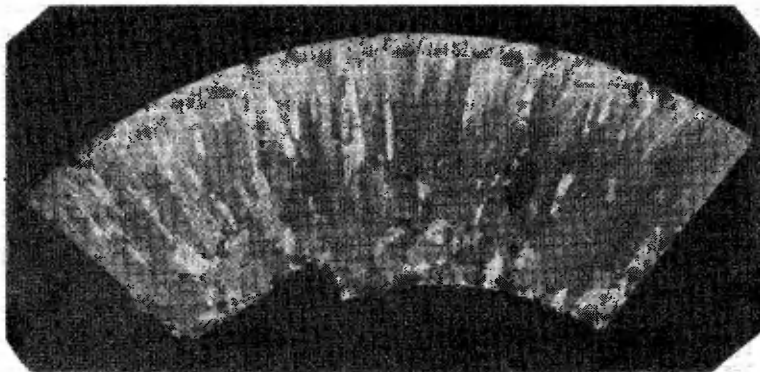
Na podstawie licznych prób stwierdzono, że odczynnik ten może mieć również zastosowanie do badań struktury pierwotnej staliwa.

Badania przeprowadzono na odlewach ze staliwa węglowego i stopowego, jak też na odlewach napawanych. Program badań obejmował przygotowanie prób przez szlifowanie mechaniczne i ręczne na płótnach oraz papierach ściernych aż do nr 400, a następnie wytrawianiu odczynnikiem Marble. Trawienie wykonano przez ciągłe pocieranie powierzchni zgładów watą zwilżoną odczynnikiem. W rezultacie prób stwierdzono, że najkorzystniejsze wyniki otrzymuje się stosując do staliwa węglowego trawienie przez czas około 10 minut, a staliwa stopowego – około 15 minut. Po wytrawieniu, powierzchnie próbek splukiwano bieżącą wodą, pocierając je ponadto watą nasyoną 10% wodnym roztworem amoniaku, w celu usunięcia z próbek, wydzielonej podczas trawienia, miedzi. Po dodatkowym przemyciu próbek alkoholem etylowym suszono je w strumieniu powietrza.

Tak przygotowane zgłady poddano obserwacji na mikroskopie stereoskopowym i fotografowaniu. Następnie zgłady ponownie przeszlifowano papierem ściernym nr 400.

Obróbkę tę wykonywano przy bardzo małych naciskach oraz w sposób zapewniający otrzymanie rys jednokierunkowych na całych powierzchniach zgładów.

Wyniki obserwacji licznych zgładów wykazały, że odczynnik Marble ujawnia strukturę pierwotną bezpośrednio po trawieniu w odlewach ze staliwa stopowego oraz napoinach. Rysunki 1 i 2 przedstawiają fragment przekroju odlewu ze staliwa LH 14.



Rys. 1. Makrostruktura piasty wirnika rozwłóknacza. Trawienie odczynnikiem Marble. Pow. 1x

Na obu rysunkach wyraźnie widoczna jest niejednorodność (segregacja) krystaliczna odlewu ze wszystkimi trzema strefami; kryształów zamrożonych, kolumnowych i wolnych. Odczynnik Marble pozwala wykryć również nieciągłości materiału. Na rysunku 2, będącym powiększonym fragmentem rysunku 1, widoczna jest w górnym obszarze obrazu ciemna linia, która jest pęknięciem w strefie kryształów kolumnowych. Ponowne przeszlifowanie zgładu papierem nr 400 nie ujawniło żadnych dodatkowych szczegółów makrostruktury, a więc w tym przypadku było niecelowe.

Rysunek 3 przedstawia fragment przekroju poprzecznego odlewu pierścienia ze staliwa 20 L. Odczynnik Marble ujawnił dokładnie obszar i strukturę napoiny widocznej na rysunku w prawym górnym rogu. Zażużlenia, które widać w górnej części obrazu, widoczne były na zgładzie nie trawionym. Odczynnik nie ujawnił jednakże struktury



Rys. 2. Makrostruktura piasty wirnika rozwłóknacza. Trawienie odczynnikiem Marble. Pow. 2,5x

pierwotnej w odlewie. Późniejsze przeszlifowanie zgrądu papierem pozwoliło na wyraźne ujawnienie struktury dendrytycznej, przy jednoczesnym zaniku obszaru stref w napoinie. Struktura po przeszlifowaniu przedstawiona jest na rysunku 4. Rysunek 5 jest powiększeniem fragmentu struktury dendrytycznej z rysunku 4.

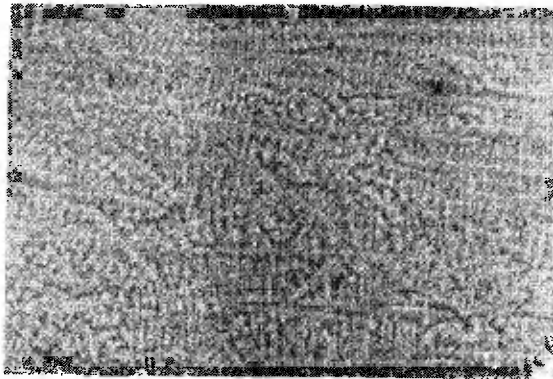


Rys. 3. Makrostruktura wycinka pierścienia. Trawienie odczynnikiem Marble. Pow. 1 x.



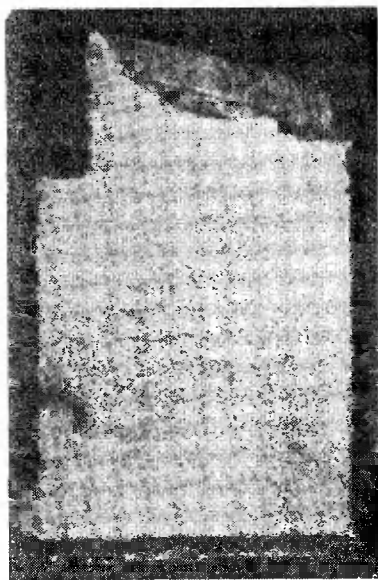
Rys. 4. Makrostruktura wycinka pierścienia. Trawienie odczynnikiem Marble i szlifowanie. Pow. 1 x.

Rysunek 6 przedstawia przekrój wycinka koła zębatego wykonanego ze staliwa 35 L po trawieniu i następnym szlifowaniu. Na rysunku, poza fragmentem jamy skurczowej, która widoczna była przed trawieniem, widać wyraźnie obszar pierwotnej struktury dendrytycznej (lewy górny obszar obrazu) i globulitycznej. Rysunek 7 jest powiększeniem fragmentu z rysunku 6. Widać linię przejścia ze struktury dendrytycznej do globulitycznej.

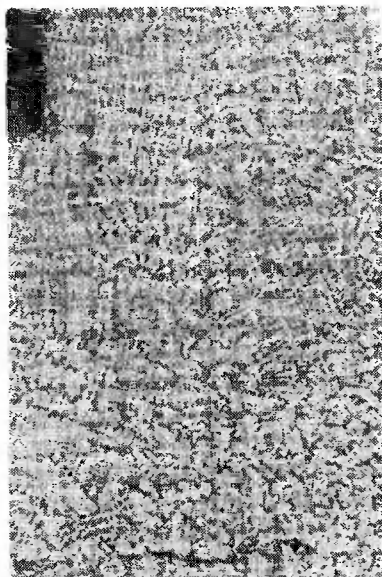


Rys. 5. Makrostruktura wycinka pierścienia. Trawienie odczynnikiem Marble i szlifowanie. Pow. 2,5x

Wykrycie struktury dendrytycznej po dodatkowym przeszlifowaniu jest wynikiem szczególnego oddziaływania odczynnika Marble. Odczynnik ten energiczniej wytrawia osie dendrytów. Po dodatkowym przeszlifowaniu miejsca te zostają nienaruszone, natomiast wystające miejsca — przestrzenie międzyosiowe — zostają wygładzone. Przy oświetleniu zglądu wiązką promieni skośnych, skierowanych równoległe do rys szlifierskich, miejsca wygładzone (przestrzenie międzyosiowe) nie odbijają promieni świetlnych w kierunku prostopadłym do zglądu, stąd widoczne są jako obszary ciemne. Natomiast osie dendrytów częściowo odbijają promienie świetlne, stąd widoczne są jako jasne.



Rys. 6. Makrostruktura wycinka koła zębatego. Trawienie odczynnikiem Marble i szlifowanie. Pow. 1 x.



Rys. 7. Makrostruktura wycinka koła zębatego. Trawienie odczynnikiem Marble i szlifowanie. Pow. 2,5 x

Reasumując należy stwierdzić, że odczynnik Marble może służyć do ujawnienia struktury pierwotnej w odlewach stalowych. Stosowanie tego odczynnika jest szczególnie korzystne przy badaniu odlewów z napoinami. Trawienie zglądu pozwala na ujawnienie napoiny i ustalenie jej jakości, a późniejsze przeszlifowanie na ujawnienie struktury pierwotnej odlewu. Również korzystne jest stosowanie tego odczynnika do ujawnienia struktury dendrytycznej w odlewach bez napoin, ponieważ pracochłonność przygotowania zglądu jest dużo mniejsza niż przy zastosowaniu odczynnika Oberhoffera.

LITERATURA

1. Beckert M., Klemm H.: *Hanbuck der metalographischen Ätzverfahren*. VEB Duetscher Verlag für Grundstoffindustrie. Leipzig 1966.
2. Głowacki Z.: *Zbiór odczynników metalograficznych*. Warszawa 1952. PWN.

3. Oleszycki H., Smarzyński S.: Wykrawalność wad w złączach za pomocą badań makroskopowych. Przegląd Spawalnictwa 1969 nr 3.
4. PKN: PN-H-04502
5. Pokorny J.: De Ferri Metallographia t. III. Berger – Levrault Paris – Nancy 1967.
6. Schrader A.: Ätzheft. Gebrüder Borntraeger. Berlin – Nikolassee. 1957.
7. Schumann H.: Metallographie. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig 1967.
8. Staub F. i inni: Atlas metalograficzny struktur. Stal. Warszawa 1964. WNT.
9. Wesołowski K.: Metaloznawstwo t. I Warszawa 1959. PWT.

APPLICATION OF MARBLE REAGENT TO DISCLOSURE OF PRIMARY STRUCTURE IN CAST STEEL

Summary

While being tested it has been found, that the Marble reagent can be used for primary structure disclosure in stainless steel cast steel. However in cast steel aside from etching with reagent an additional regrinding of etching surface is expected to be done.

Using of Marble reagent is particularly profitable when castings with overwelding being tested.

Besides this reagent can replace some recommended reagents assigned for primary structure disclosure because of minor labour consumption for preparing of polished surface.

ПРИМЕНЕНИЕ РЕАКТИВА МАРБЛЕ ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ В ЛИТОЙ СТАЛИ

Р е з ю м е

Во время исследований установлено, что реактив Марбле может служить для выявления первичной структуры нержавеющей углеродистой литой стали. Однако в углеродистой литой стали, кроме травления этим реактивом, требуется добавочное отшлифование вытравленной поверхности.

Применение реактива Марбле является особенно выгодным во время исследований литья с наплавками. Кроме того реактив этот может заменить некоторые рекомендуемые реактивы, предназначенные для выявления первичной структуры в виду меньшей трудоёмкости приготовления шлифа.

Łieczysław Feld
Wojciech Kałużny

WYBRANE ASPEKTY PRZECINANIA NA TOKARKACH PRĘTÓW ZE STOPÓW ALUMINIOWYCH DO PRZERÓBKI PLASTYCZNEJ

W artykule przedstawiono wyniki badań przeprowadzonych przy przecinaniu prętów ze stopu aluminiowego do przeróbki plastycznej PA4N.

Podano zalecenia doboru geometrii ostrza i wielkości charakterystycznych narzędzi z ostrzem z węglików spiekanych i stali szybko tnącej SW 18. Omówiono również wpływ doboru warunków skrawania na wyniki obróbki i wyprowadzono dla wymienionych materiałów narzędziowych zależności analityczne $R_2 = f(vp)$.

1. WSTĘP

Typowymi obrabiarkami, na których występuje przecinanie prętów o niewielkiej średnicy są tokarki rewolwerowe i automaty tokarskie. Niekiedy zabieg ten jest wykonywany również na tokarkach uniwersalnych.

Odcinanie obrobionych detali z pręta jest zbliżone do wcinania rowków o zarysie trapezowym (w przypadku gdy w detalu jest wykonany otwór przelotowy) lub stanowi pełne przecięcie materiału pręta. W drugim przypadku obok wymagań dotyczących chropowatości odcinanej powierzchni detalu, powinien być również spełniony warunek całkowitego docięcia materiału, przy czym pożądane jest pełne docięcie od strony odcinanego przedmiotu oraz od strony pręta.

Spełnienie powyższych warunków jest trudne w przypadku obróbki prętów z aluminiowych stopów do przeróbki plastycznej (PN-70/H-93667). Stopy te posiadają znaczną plastyczność, powodującą łatwe odkształcenie materiału przy obciążeniu momentem zginającym i skręcającym. Ponadto tworzący się intensywnie narost na ostrzu skrawającym oraz silnie spęczony wiór utrudniają uzyskanie wysokiej gładkości powierzchni. Przecinanie tych materiałów wymaga więc szczególnie starannego doboru warunków skrawania, uwzględniających specyfikę obróbki.

Literatura techniczna stosunkowo rzadko porusza problem przecinania materiałów, przy czym szczególnie niewiele spotyka się publikacji poświęconych przecinaniu stopów aluminiowych. W związku z tym odczuwa się brak zaleceń dotyczących doboru geometrii ostrza, jak również doboru warunków, w których spełnione zostają określone wymagania odnośnie jakości przecinanych powierzchni.

W artykule podano zalecenia doboru geometrii ostrza noży przecinaków oraz parametrów skrawania w oparciu o badania stopu PA4N. Zalecenia te opracowano dla noży ze stali szybko tnącej SW18 oraz noży z nakładką z węglików spiekanych gatunku H10.

2. OPIS STANOWISKA BADAWCZEGO, MATERIAŁU DO BADAŃ I NARZĘDZI SKRAWAJĄCYCH

2.1. Opis stanowiska badawczego

Badania przecinania prętów przeprowadzono na uniwersalnej tokarce szybkobieżnej TUD-50, będącej w dobrym stanie technicznym (rok budowy 1970).

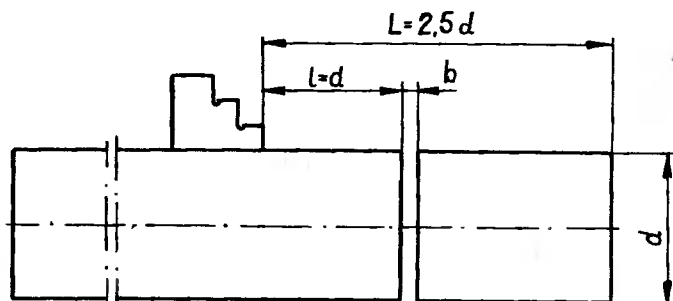
W skład aparatury kontrolno-pomiarowej wchodziły następujące przyrządy:

- profilografometr Kalibr model 201, który był stosowany do pomiarów chropowatości przecinanych powierzchni oraz do pomiaru chropowatości powierzchni roboczych narzędzi skrawających,
- mikroskop warsztatowy do pomiaru kątów ostrza oraz narostu na ostrzu,
- mikromierz do pomiaru średnicy „czopika” pozostającego wskutek niepełnego docięcia materiału.

2.2. Materiał do badań

Do badań przecinania stopów aluminiowych do przeróbki plastycznej wytypowano stop PA4N, wykazujący w największym stopniu typowe cechy związane ze skrawalnością materiałów tej grupy. Próbki do badań przyjęto w postaci atestowanych prętów wyciskanych na zimno o średnicy 25 i 35 mm oraz długości 1200 mm. Do badań zakwalifikowano te pręty, które nie posiadały wad materiałowych i widocznych wtrąceń ciał obcych. Wyeliminowano spośród nich te próbki, które posiadały błędy kształtu wskutek zgniotu i uderzeń lub wykazywały odchylenie od prostoliniowości większe od 1,5 mm na całej długości.

Na obrabiarce próbki były mocowane w trójszczękowym uchwycie samocentrującym, przy czym wysunięcie pręta mierzone od czoła uchwytu wynosiło $L = 2,5 d$ (rys. 1).



Rys. 1. Mocowanie próbek do badań

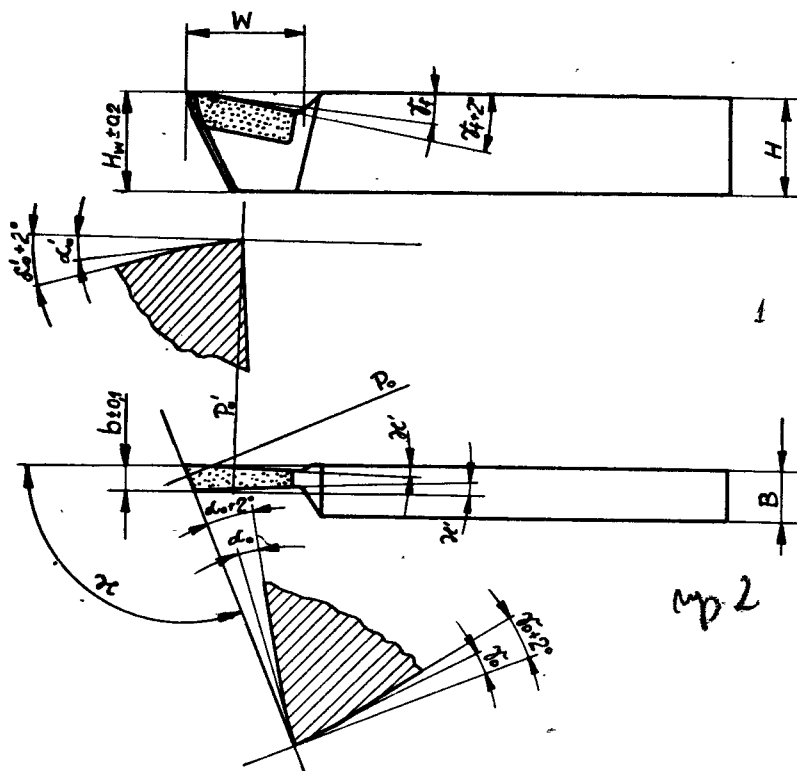
Przeprowadzone próby rozpoznawcze wykazały bowiem brak istotnego wpływu wielkości wysunięcia pręta na chropowatość przecinanej powierzchni w granicach do $L' = 8 d$. Przecięcia wykonywano w odległości $L = 1 d$ od czoła szczęk uchwytu do momentu uzyskania długości reszkowej pręta około 200 mm.

Po zmianie pręta ucinano jego końcówkę, której długość dla uniknięcia odkształceń powierzchni czołowej pręta przyjęto około 10 mm.

2.3. Narzędzia do badań

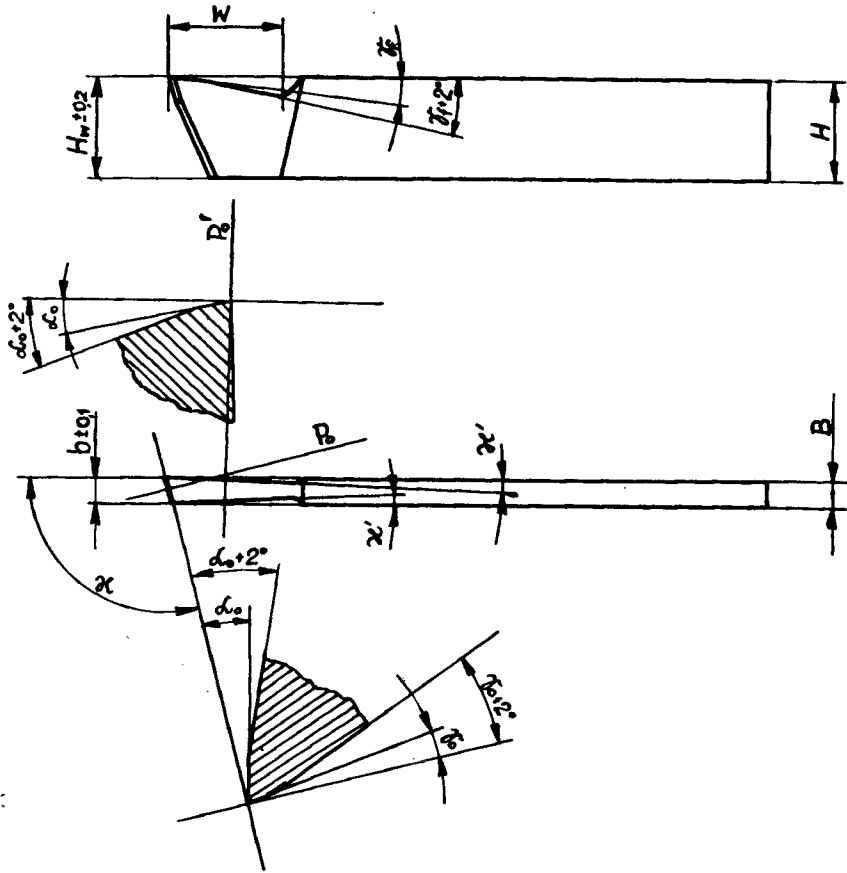
Do przecinania próbek o średnicy 25 mm stosowano handlowe noże ucinaki NNPa 16X10 mm z nakładką z węglików spiekanych H10. Powierzchnie robocze ostrzy noży były szlifowane ściernicą karborundową, a następnie docierane ściernicą diamentową o osnowie metalicznej i bakelitowej. Chropowatość powierzchni roboczych ostrzy po docieraniu była zawarta w granicach od 0,06 do 0,10 μm według parametru R_a . Do przecinania prętów o średnicy 35 mm stosowano noże wykonane z płaskowników ze stali szybko tnącej SW18 o wymiarach 20X5X160 mm. Po szlifowaniu również docierano powierzchnie robocze ostrzy uzyskując chropowatość w przedziale od 0,08 do 0,15 μm .

Wszystkie noże posiadały stałą wartość kątów $\alpha'_o = 1^\circ$ i $\kappa' = 1$ oraz pozostałe kąty zmienne (rys. 2, 3).



Rys. 2. Noże z nakładką z węglików spiekanych

Tolerancję wykonania kątów ostrza przyjęto dla α'_o i κ' równą $\pm 10'$ oraz pozostałych kątów $\pm 30'$.



Rys. 3. Noże ze stali szybko tnącej SW18

Celem wyeliminowania błędów ostrzenia i ustawienia na obrabiarce noży z nakładką z węglików spiekanych, trzonki tych noży szlifowano zachowując prostopadłość powierzchni bazujących.

Długość minimalna powierzchni natarcia jest ograniczona warunkiem swobodnego spływu wióra, przeto przyjmowano długość jej rzutu:

$$W = \frac{d}{2} + 5 \text{ [mm]}$$

Wysięg noży z oprawki przyjmowano $W + 10$ mm. Odchylenie wysokości wierzchołków ostrzy od osi toczenia nie przekraczało $\pm 0,2$ mm. Do badań dopuszczono te noże, których ostrza nie posiadały przypaleń szlifierskich, głębszych rys i wykruszeń krawędzi skrawających.

3. KRYTERIA BADAŃ I OPRACOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

W badaniach przyjęto następujące kryteria oceny wyników prób:

- chropowatość R_a przecinanej powierzchni, mierzona w kierunku równoległym do kierunku posuwu narzędzia skrawającego.

Pomiary przeprowadzono w obszarze przekroju próbki, w którym chropowatość była największa. Wyniki próby określano średnią arytmetyczną wartości chropowatości, mierzona w ośmiu losowo wytypowanych odcinkach pomiarowych trzech próbek, z których każda była przecinana innym narzędziem:

$$R_a = \frac{1}{24} \sum_{i=1}^{i=24} R_{a_i} [\mu\text{m}]$$

- średnica „czopika” d_c , pozostająca wskutek skręcania i zginania materiału w trakcie jego docinania; średnicę d_c przyjmowano jako średnią arytmetyczną z trzech prób przeprowadzonych różnymi nożami, przy czym każdą próbę powtarzano trzykrotnie:

$$d_c = \frac{1}{9} \sum_{i=1}^{i=9} d_{c_i} [\text{mm}]$$

Dla uzyskanych w ten sposób wartości średnich punktu pomiarowego określono przedziały wartości według rozkładu T-Studenta przy założonym poziomie istotności $\alpha = 0,1$.

Ponadto stosowano kryteria pomocnicze, takie jak: postać oraz stopień odkształcenia wióra i drgania układu o-p-n podczas przecinania.

Przedmiotem obserwacji były również odkształcenia próbki, powstałe w wyniku oddziaływania wióra i sił skrawania na próbkę.

4. BADANIA

Celem badań było wytypowanie najkorzystniejszej geometrii ostrza i warunków skrawania przy przecinaniu prętów o niewielkiej średnicy z aluminiowych stopów do przeróbki plastycznej w oparciu o badania stopu PA4N. Próby przecinania przeprowadzono stosując noże z ostrzami z węglików spiekanych gatunku H10 oraz noże ze stali szybko tnącej SW18, pracujące w środowisku płynu obróbkowego alumol 10%, zalecanego do obróbki wiórowej stopów aluminiowych. Natężenie przepływu płynu, podawanego od strony powierzchni natarcia ostrza w obszarze głównej krawędzi skrawającej wynosiło ok. 1 l/min.

4.1. Dobór geometrii ostrza noży z nadkładką z węglików spiekanych H10

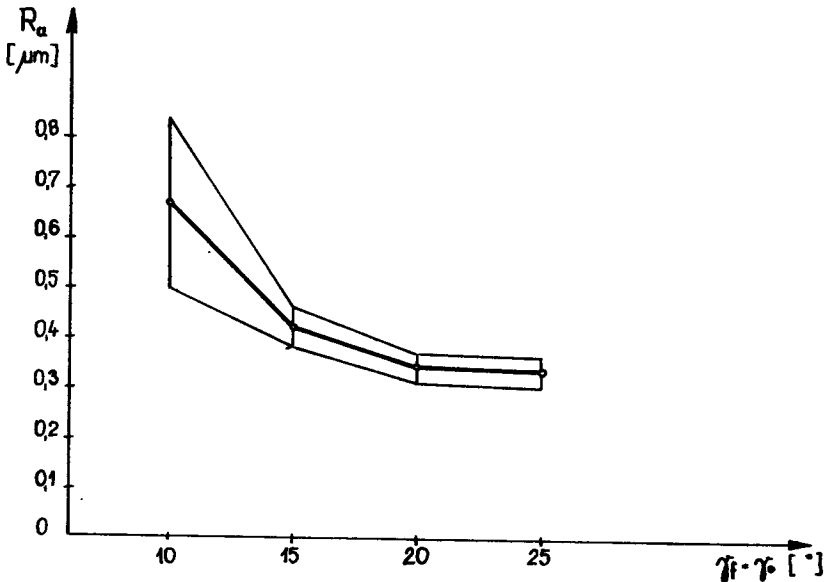
Badania przeprowadzono przy zmiennych wartościach kąta γ_f, α_o i kąta przystawienia głównej krawędzi skrawającej κ . Pozostałe wartości kątów ostrza przyjęto opierając się na geometrii noży do wcinania rowków prostokątnych w stopach aluminiowych: $\alpha'_o = 1^\circ$ i $\kappa' = 1^\circ$. Próby przecinania przeprowadzono stosując pręty o średnicy $d = 25$ mm. Podstawowe kryterium doboru kątów ostrza stanowiła chropowatość R_a przecinanej powierzchni oraz średnica pozostającego „czopika”, będącego pozostałością wskutek niepełnego docięcia materiału.

4.1.1. Dobór kąta natarcia

W trakcie prób stosowano stałą szybkość skrawania $v = 0,75$ m/s oraz posuw $p = 0,065$ mm/obr.

Szybkość skrawania określano jako maksymalną prędkość obwodową przedmiotu, która w chwili docinania materiału dążyła do zera.

Wartość kąta natarcia γ_f zmieniano co 5° w granicach od 10° do 25° . Pozostałe kąty posiadały wartość stałą: $\kappa = 90^\circ$, $\alpha_o = 10^\circ$, $\alpha'_o = 1^\circ$ i $\kappa' = 1^\circ$. Stała była również szerokość przecinania, odpowiadająca szerokości ostrza noża $b = 3,5$ mm. Wyniki przeprowadzonych prób wykazały istotny wpływ wartości kąta natarcia na przebieg obróbki.

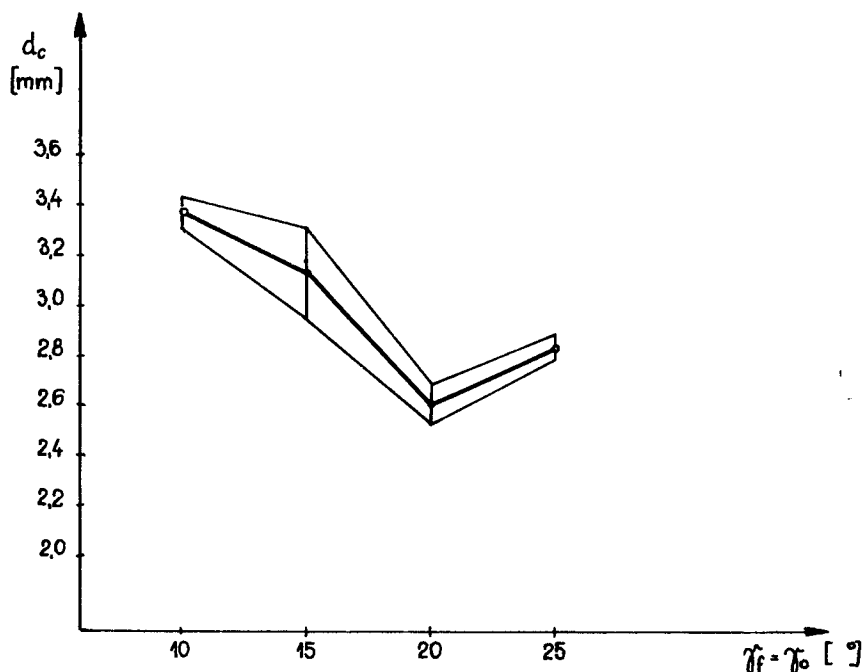


Rys. 4. Wpływ kąta natarcia = na chropowość R_a przecinanej powierzchni

Z wykresu (rys. 4) przedstawiającego zależność chropowatości R_a odcinanej powierzchni od wartości kąta natarcia wynika, że poniżej wartości $\gamma_f = 15^\circ$, następuje wyraźne pogorszenie chropowatości powierzchni, natomiast wzrost kąta natarcia do wartości $\gamma_f = 25^\circ$ wpływa na polepszenie chropowatości.

Podobny wpływ wykazuje zmienność kąta natarcia ostrza na średnicę d_c „czopika” pozostającego po odcięciu materiału (rys. 5).

Przy wartości kąta $\gamma_f = 20^\circ$ średnica czopika jest najmniejsza i najbardziej stabilna jest praca noża. Wzrostowi kąta powyżej tej wartości towarzyszyły drgania układu o-p-n w momencie docinania materiału. Drgania nie wpływały istotnie na zmianę chropowatości powierzchni (rys. 4), lecz wpływały na wielkość d_c . Drgania układu zaobserwowano również przy najmniejszej wartości $\gamma_f = 10^\circ$, przy czym pojawiły się w początkowej fazie wcinania ostrza w materiał wpływając zarówno na pogorszenie chropowatości

Rys. 5. Wpływ kąta natarcia na średnicę d_c czopika po odcięciu próbki

powierzchni, jak też na wartość d_c . W oparciu o uzyskane wyniki do dalszych badań przyjęto wartość kąta $\gamma_f = 20^\circ$.

4.1.2. Dobór kąta przyłożenia

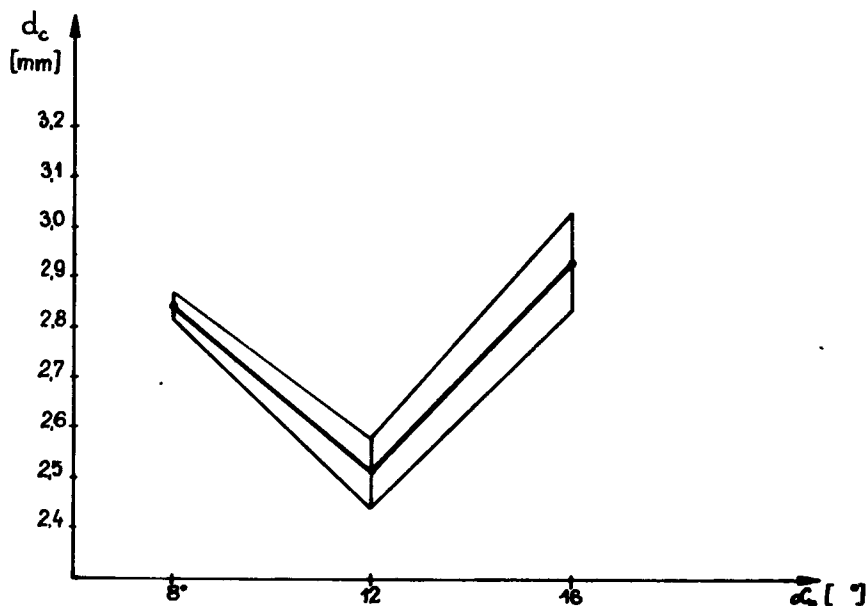
Badania przeprowadzono stosując trzy wartości kąta przyłożenia α_o : 8° , 12° i 16° . Pozostałe kąty posiadały stałą wartość: $\gamma_f = \gamma_o = 20^\circ$, $\kappa = 90^\circ$, $\alpha'_o = 1^\circ$ i $\kappa' = 1^\circ$. Szerokość ostrza $b = 3,5$ mm.

Parametry skrawania zachowano identycznie jak w próbach 4.1.1. Na podstawie przeprowadzonych prób można stwierdzić, że kąt przyłożenia wykazuje w zakresie przyjętych wielkości mniej istotny wpływ od kąta natarcia.

Nie stwierdzono istotnego wpływu kąta α_o na chropowatość R_a odcinanej powierzchni. Przy trzech wartościach badanych kątów różnice chropowatości nie przekraczały 10% i mieściły się w granicach obliczonych przedziałów ufności.

Nieco większy wpływ kąta przyłożenia uwidacznia się przy docinaniu materiału. Pomiary średnicy d_c wykazały (rys. 6), że przy $\alpha_o = 8^\circ$ średnica ta jest znaczna w stosunku do wartości uzyskanej przy $\alpha_o = 12^\circ$.

Większą wartość d_c uzyskuje się również przy $\alpha_o = 16^\circ$. Ze względu na uzyskanie pełniejszego docięcia materiału przy $\alpha_o = 12^\circ$, tę wartość kąta przyłożenia przyjęto jako najkorzystniejszą i stosowano w dalszych próbach.

Rys. 6. Wpływ kąta przyłożenia na średnicę d_c

4.1.3. Dobór kąta przystawienia

Z braku orientacyjnych danych dotyczących doboru kąta przystawienia głównej krawędzi skrawającej ostrza, zakres zmiennych wartości tego kąta przyjęto w oparciu o przeprowadzone próby przebiegu docinania materiału.

W związku z tym przeprowadzono dodatkowe próby uzupełniające, których celem było określenie pozostającej średnicy d_c czopika w zależności od posuwu narzędzia i od szybkości skrawania.

W pierwszym rzędzie zbadano wpływ szybkości skrawania, zmieniając ją w granicach od 0,75 m/s do 2 m/s oraz $p = 0,065$ mm/obr. Następnie przy szybkości dla której uzyskano maksymalną wartość d_c (wartość średnia plus odchyłka górna obliczonego przedziału ufności), przeprowadzono dalsze próby, zmieniając posuw ostrza w granicach od 0,04 mm/obr. do 0,12 mm/obr.

Z przedstawionego wykresu (rys. 7) wynika, że szybkość skrawania w badanym przedziale nie wpływa praktycznie na przebieg docinania.

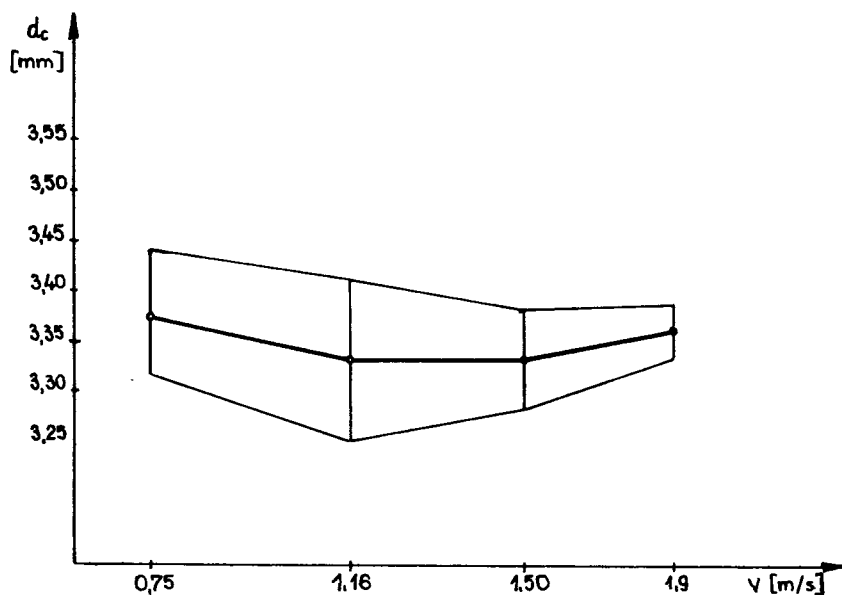
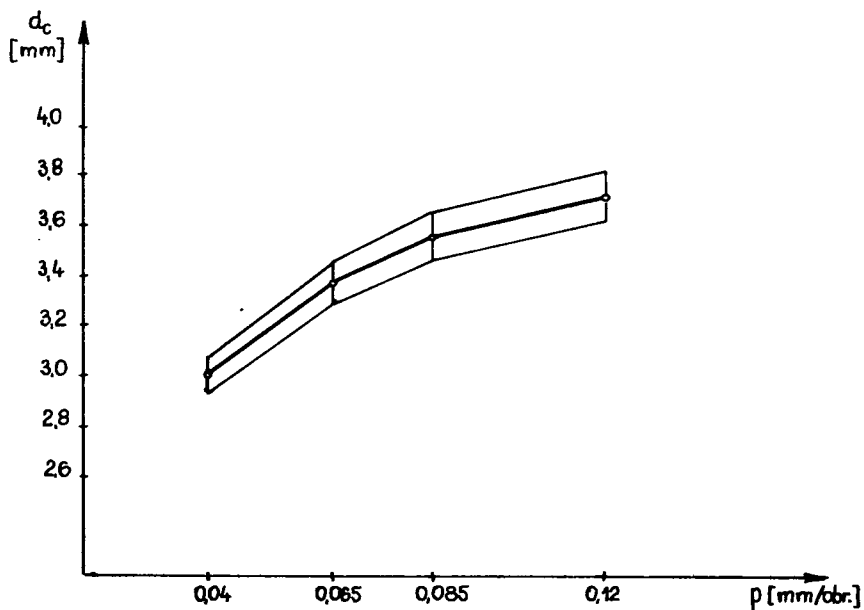
Istotny jest natomiast wpływ posuwu (rys. 8), którego wzrost wiąże się ze wzrostem przekroju warstwy skrawanej i tym samym ze wzrostem siły skrawania.

Dla uzyskanej maksymalnej wartości d_c , przy posuwie $p = 0,12$ mm/obr., obliczono teoretyczną wartość kąta κ_1 , (niezbędną do całkowitego docięcia materiału), korzystając z zależności:

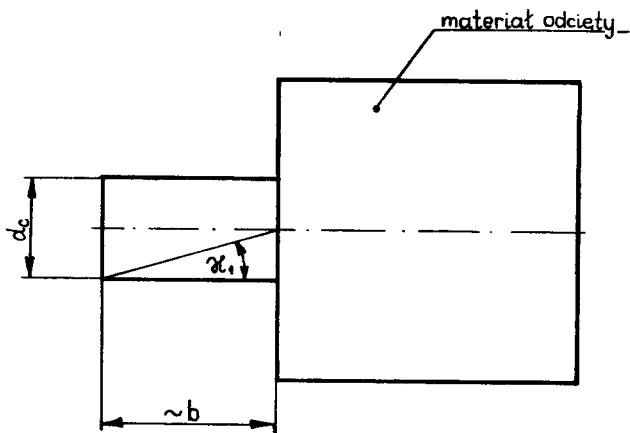
$$\operatorname{tg} \kappa_1 = \frac{d_c}{2b} \quad (1)$$

gdzie:

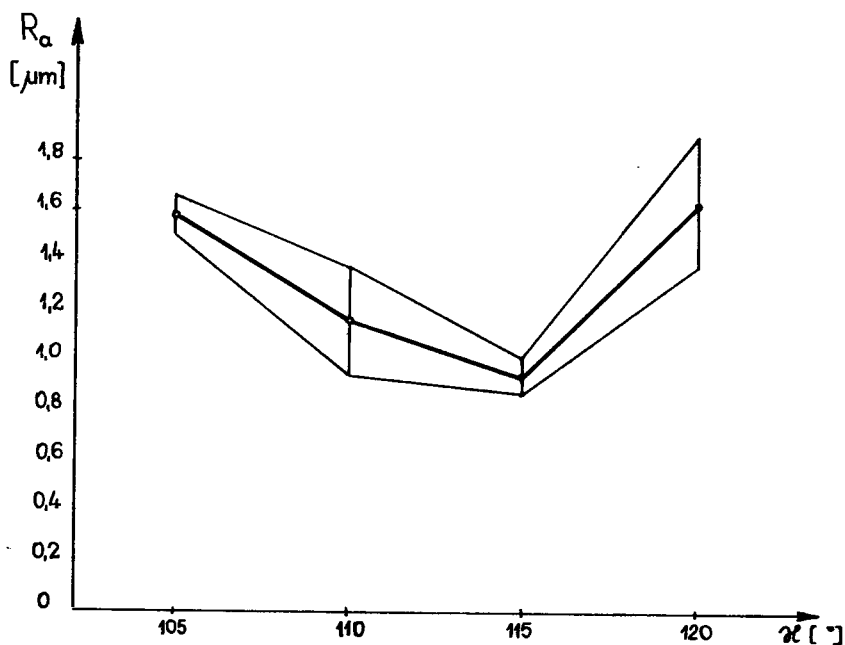
$$\kappa = 90^\circ + \kappa_1$$

Rys. 7. Wpływ szybkości skrawania na średnicę d_c Rys. 8. Wpływ posuwu na średnicę d_c

Podstawę do wyznaczenia tej zależności stanowił rys. 9.



Rys. 9. Sposób wyznaczenia teoretycznej wartości kąta w oparciu o pomiary d_c



Rys. 10. Zależność chropowatości powierzchni od kąta

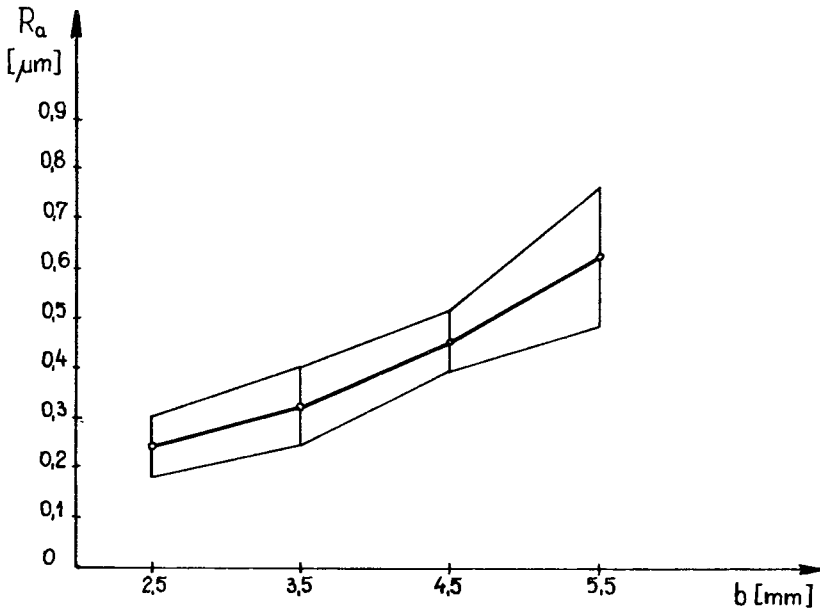
Obliczona maksymalna wartość wynosi $\kappa \cdot (x = 114^\circ)$. Na tej podstawie przyjęto wartość kąta κ w przedziale od 105° do 120° (co 5°), które sprawdzono przy dwóch skojarzeniach parametrów skrawania: $v = 0,75$ m/s i $p = 0,065$ mm/obr oraz $v = 1,5$ m/s

i $p = 0,12$ mm/obr. oraz szerokości ostrza $b = 3,5$ mm. Pozostałe kąty ostrza posiadały stałą wartość, zgodnie z wynikami prób 4.1.1. i 4.1.2.

Na wykresie (rys. 10) przedstawiono zależność chropowatości R_a powierzchni od wartości kąta κ . Z wykresu wynika, że najkorzystniejszą wartością stanowi $\kappa = 115^\circ$, przy której uzyskuje się minimalną wysokość chropowatości oraz pełne docięcie materiału.

4.2. Dobór szerokości ostrza z węglików spiekanych

Dobór szerokości ostrza noża jest istotny ze względu na straty przecinanego materiału, jak również ze względu na uzyskiwaną w wyniku przecięcia chropowatość powierzchni.



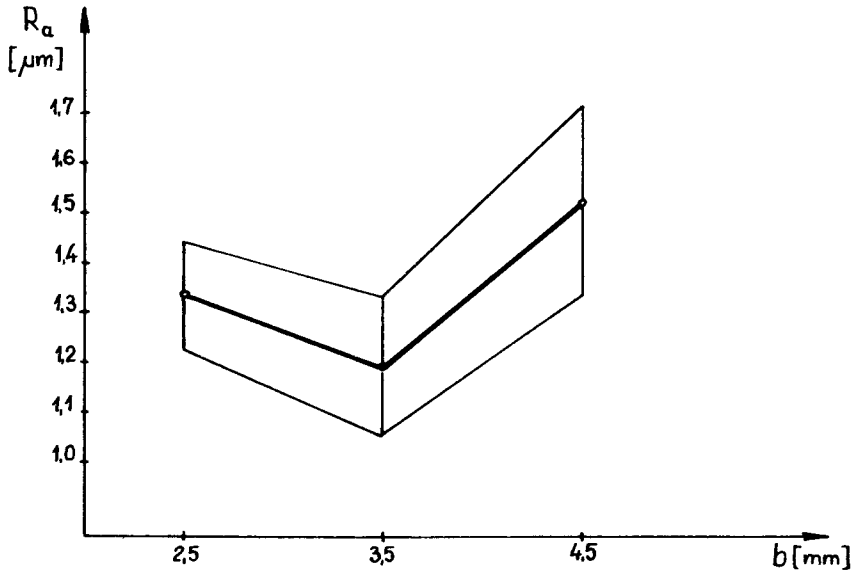
Rys. 11. Zależność chropowatości powierzchni od szerokości przecięcia przy kącie $\kappa = 90^\circ$

Na rys. 11 przedstawiono zależność chropowatości powierzchni od szerokości przecinania przy kącie $\kappa = 90^\circ$. Widoczny jest wzrost chropowatości powierzchni wraz ze wzrostem szerokości przecinania. Powyższa zależność świadczy o tym, że dla noży przecinaków z kątem $\kappa \neq 90^\circ$ chropowatość powierzchni będzie również zależeć od szerokości przecięcia, przy czym wystąpi tu dodatkowo oddziaływanie wywołane istnieniem sił bocznych i zmianą kierunku splotu wióra wskutek istnienia kąta κ , różnego od zera.

W związku z tym próby przeprowadzono przy trzech różnych szerokościach ostrza $b = 2,5, 3,5$ oraz $4,5$ mm oraz $\kappa = 115^\circ$.

Wyniki prób przedstawiono na rys. 12.

Z wykresu wynika, że istnieje pewna optymalna szerokość ostrza noża, przy której uzyskuje się najkorzystniejszą chropowatość powierzchni. W badanych przypadkach



Rys. 12. Zależność chropowatości powierzchni od szerokości przecięcia przy najkorzystniejszej wartości kąta κ

szerokość ta odpowiada $b = 3,5$ mm. Przy szerokości $b = 2,5$ mm występuje pogorszenie chropowatości powierzchni a ponadto niezupełne jest docięcie materiału od strony odcinanego przedmiotu (pozostaje „czopik” o wysokości ok. 0,3 – 0,5 mm). Zmiany chropowatości szczególnie widoczne są w obszarze minimalnych średnic przecinania, gdzie obok zarwań obserwuje się również falistość powierzchni, co jest skutkiem odkształceń ostrza, spowodowanych zbyt małą jego sztywnością.

4.3. Dobór geometrii ostrza noży ze stali szybko tnącej

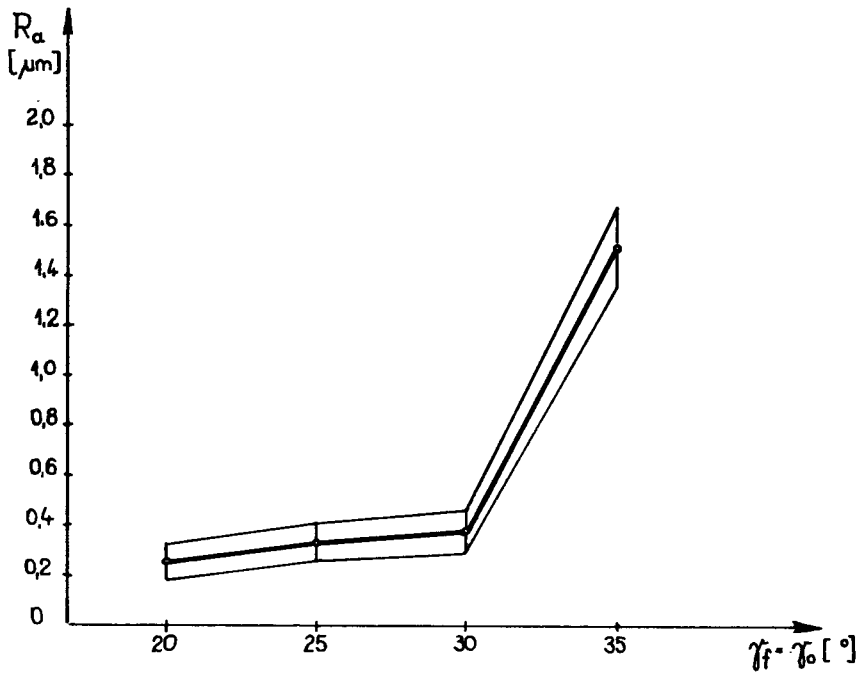
Badania przeprowadzono w podobnych warunkach jak dla noży z ostrzem z węglików spiekanych. Poszczególne próby wykonywano przy przecinaniu próbek o średnicy $d = 35$ mm.

Badania geometrii ostrza przeprowadzono przy stałej szybkości skrawania $v = 1$ m/s i posuwie $p = 0,065$ mm/obr. W trakcie skrawania stosowano płyn obróbkowy alumol 10% przy natężeniu przepływu ok. 1 l/min.

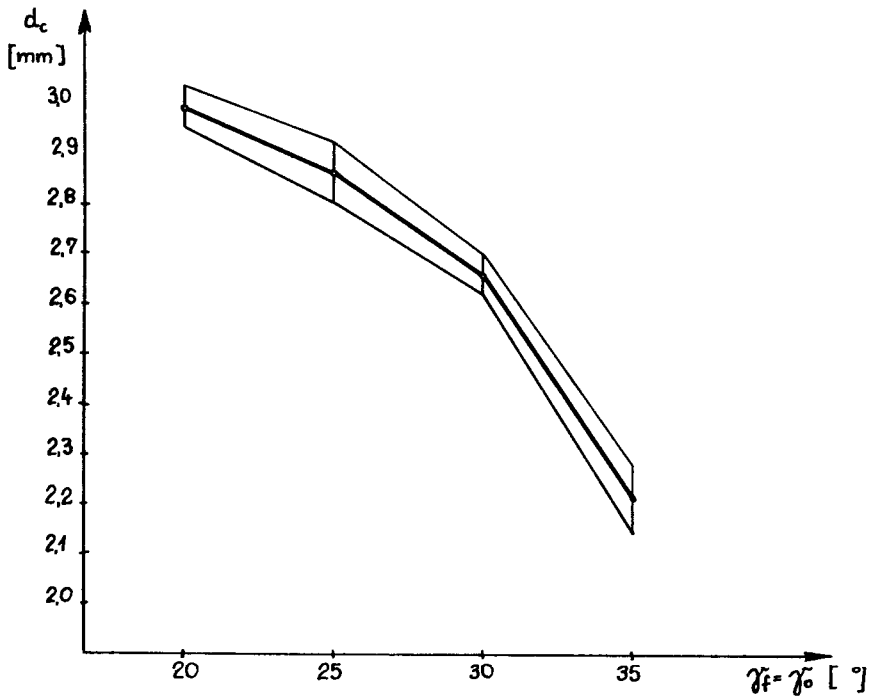
Kryteria oceny wyników przyjęto również identyczne jak w badaniach noży z ostrzem węglików spiekanych.

4.3.1. Dobór kąta natarcia

Badano wpływ wartości kąta natarcia na chropowatość R_a powierzchni przecinanej i na średnicę d_c „czopika”. Próby przeprowadzono przy następującej geometrii ostrza: $\kappa = 90^\circ$, $\alpha'_o = 14^\circ$, $\alpha'_o = 1^\circ$, $\kappa' = 1^\circ$. Wartość kąta natarcia $\gamma_f = \gamma_o$ zmieniano w granicach od 20° do 35° do 5° . Szerokość ostrza $b = 3,5$ mm.



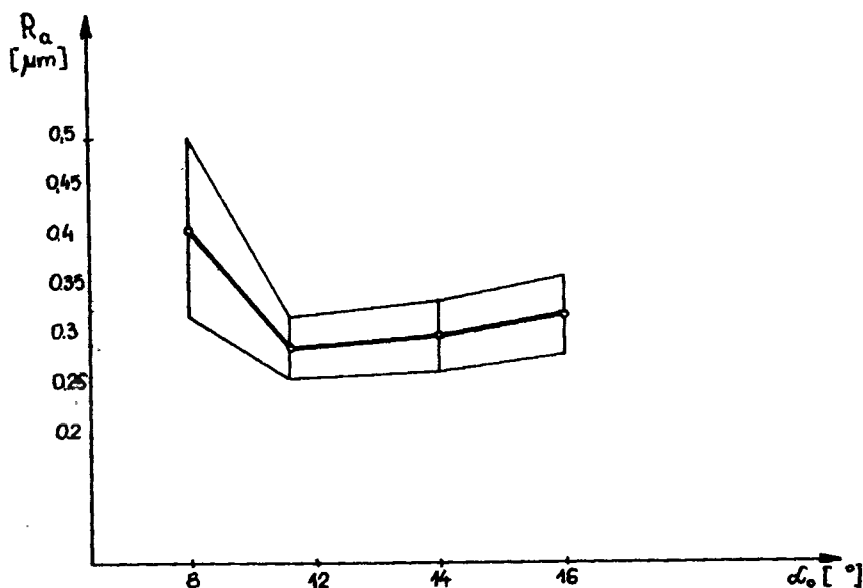
Rys. 13. Wpływ kąta na chropowatość przecinanej powierzchni

Rys. 14. Wpływ kąta γ_f na średnicę d_c

Wpływ kąta natarcia na chropowatość przecinanej powierzchni przedstawia rys. 13. Najmniejsza chropowatość występuje przy kącie 20° jednakże wskutek istnienia znacznych sił skrawania, przy mniejszych długościach odcinanego detalu, występuje dość znaczne jego odkształcenie. Przy kącie $\gamma_f = 35^\circ$ występowały drgania ostrza i zarwania obrabianej powierzchni. Podobne spostrzeżenia odnotowano przy badaniu zależności średnicy d_c (rys. 14). Ponieważ w przedziale wartości kątów od 20° do 30° zachodzą nieznaczne różnice chropowatości, natomiast dość znaczne różnice w przebiegu docinania materiału, (rzutujące na wielkość niezbędnego kąta natarcia) zatem do dalszych prób przyjęto wartość najkorzystniejszą $\gamma_f = 25^\circ$. Dobór tej wartości jest dodatkowo uzasadniony mniejszym osłabieniem minimalnego przekroju trzonka noża przy przecinaniu prętów o średnicach większych od badanych.

4.3.2. Dobór kąta przyłożenia

Próby przeprowadzono stosując kąty α_o : 8° , 12° , 14° i 16° .

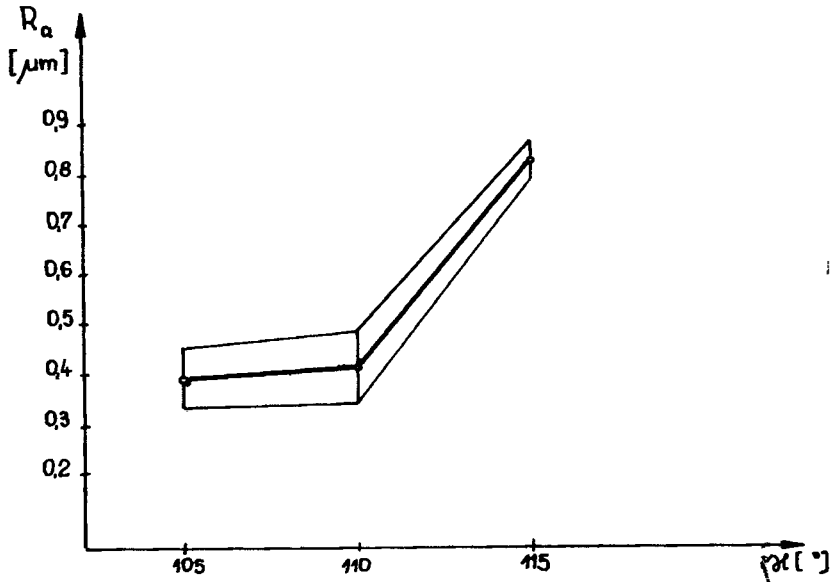


Rys. 15. Wpływ kąta α_o na chropowatość powierzchni

Na wykresie (rys. 15) przedstawiono zależność chropowatości powierzchni od kąta przyłożenia. Przy kącie $\alpha_o = 8^\circ$ powstały drgania ostrza powodujące minimalne pogorszenie chropowatości powierzchni. Przy tej wartości kąta przyłożenia nieco większa jest również średnica „czopika” od pozostałych przypadków. Dla pozostałych wartości kąta α_o zmiany d_c były pomijane. Ze względu na minimalne osłabienie ostrza do dalszych prób przyjęto $\alpha_o = 12^\circ$.

4.3.3. Dobór kąta przystawienia

Próby przeprowadzono w oparciu o typowanie wartości teoretycznej kąta przystawienia, określonej na podstawie pomiarów średnicy „czopika” (zgodnie z zależnością 1). Stosowano wartości kątów od 100° do 115° , co 5° . Szerokość ostrza $b = 3,5$ mm.



Rys. 16. Wpływ kąta κ na chropowatość powierzchni

Z rys. 16 wynika, że minimalna wysokość chropowatości występuje przy kącie $\kappa = 105^\circ$ jednakże przy większych wartościach posuwu, nie gwarantuje on całkowitego docięcia materiału. Stąd najkorzystniejszą wartość stanowi $\kappa = 110^\circ$, przy którym następuje całkowite docięcie.

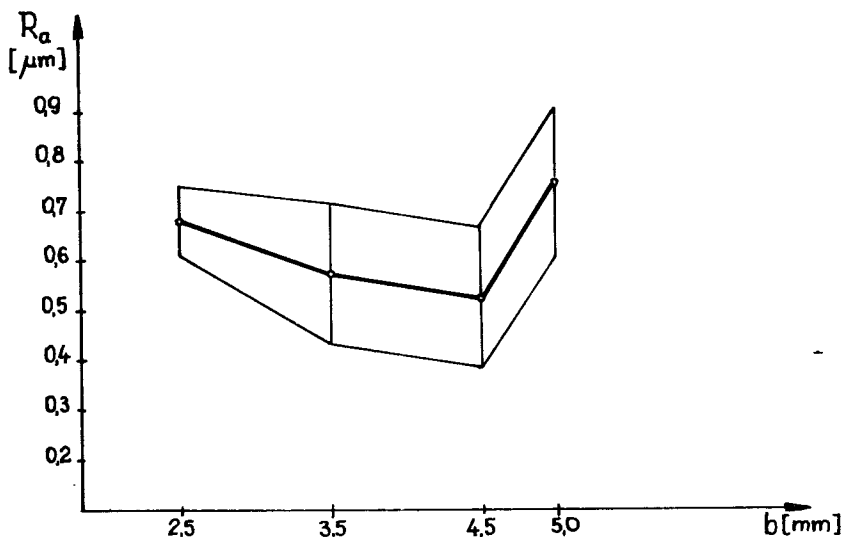
4.4. Dobór szerokości ostrza noży ze stali szybko tnącej

Próby przeprowadzono przy szerokości ostrza 2,5; 3,5; 4,5 i 5,0 mm.

Wyniki badań chropowatości przecinanej powierzchni przedstawione są na rys. 17.

Przy najmniejszej badanej szerokości ostrza $b = 2,5$ mm chropowatość powierzchni jest znaczna, gdyż ostrze posiada niewystarczającą sztywność i ulega odkształceniom. Podobnie pogorszenie chropowatości występuje przy szerokości ostrza $b = 5,0$ mm i jest spowodowane znaczną szerokością wióra oraz jego oddziaływaniem na powierzchnię obrabianą.

Wystarczająca jest szerokość ostrza $b = 3,5$ mm lub nieco większa przy większych średnicach przecinanych prętów.



Rys. 17. Wpływ szerokości przecięcia na chropowatość powierzchni

4.5. Wpływ parametrów skrawania na chropowatość powierzchni przy przecinaniu nożami z ostrzem z węglików spiekanych

Badania przeprowadzono przy uznanej za optymalną geometrii ostrza: $\kappa = 115^\circ$, $\gamma_f = 20^\circ$, $\alpha_o = 12^\circ$, $\alpha'_o = 1^\circ$, $\kappa' = 1^\circ$.

Szerokość ostrza przyjęto $b = 3,5$ mm, zgodnie ze stanem opisanym w punkcie 4.2. Uzyskany przebieg zmian wartości chropowatości przy stałej wartości posuwu $p = 0,065$ mm/obr. w zależności od szybkości skrawania (rys. 18) odpowiada przebiegowi zmian wysokości narostu.

Tendencja spadkowa po przekroczeniu szybkości skrawania $v = 1,5$ m/s wskazuje, że w zakresie dysponowanych prędkości obrabiarki, skrawanie odbywa się w pierwszym obszarze występowania narostu. Teza ta uzasadnia zmniejszenie chropowatości przy zmniejszeniu szybkości skrawania poniżej $v = 1,5$ m/s.

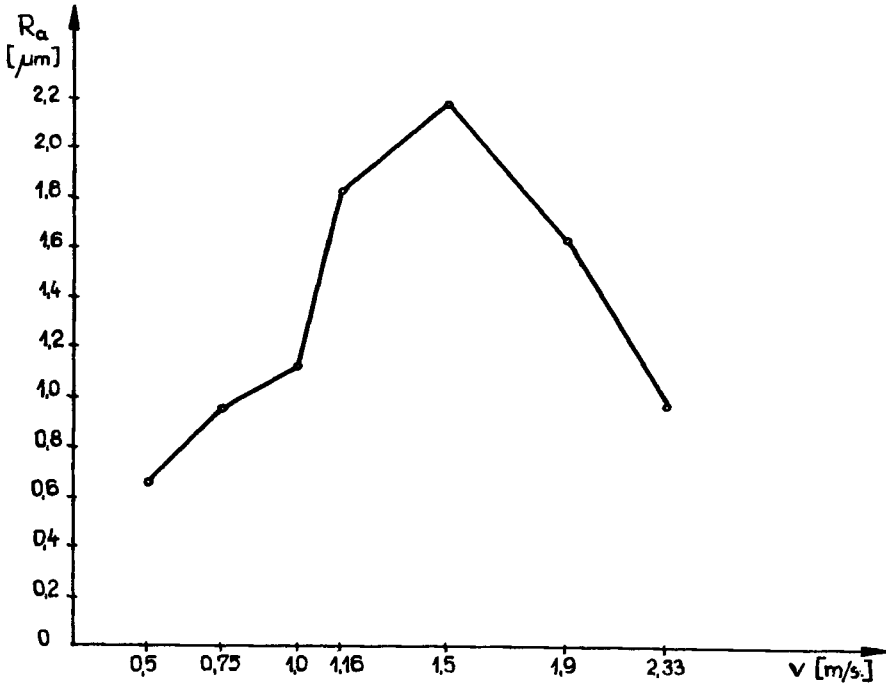
Wartość posuwu zmieniano w granicach od 0,04 do 0,15 mm/obr. stosując stałą szybkość skrawania $v = 1$ m/s.

Z wykresu (rys. 19) wynika, że wzrost posuwu wpływa wyraźnie na wzrost chropowatości obrabianej powierzchni.

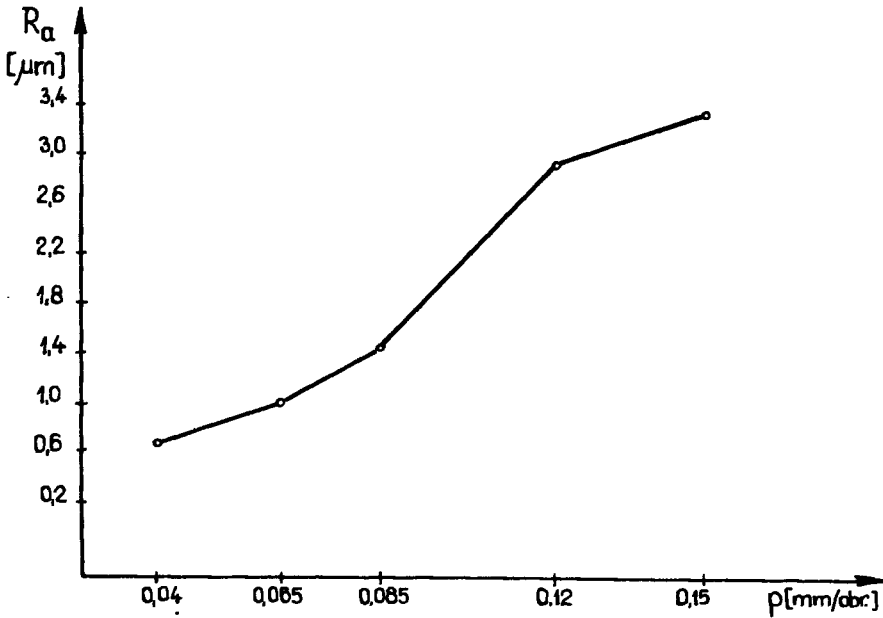
Uzyskane wyniki poddano analizie na elektronicznej maszynie cyfrowej Odra 1204, skąd uzyskano zależność analityczną na chropowatość powierzchni, w zależności od szybkości skrawania i posuwu:

$$R_a = 6,86 \cdot v^{0,34} \cdot p^{1,29} [\mu\text{m}] \quad (2)$$

W przedstawionej zależności widoczny jest znaczny wpływ posuwu.



Rys. 18. Wpływ szybkości skrawania na chropowatość powierzchni przy przecinaniu nożami z płytką z węglików spiekanych H10

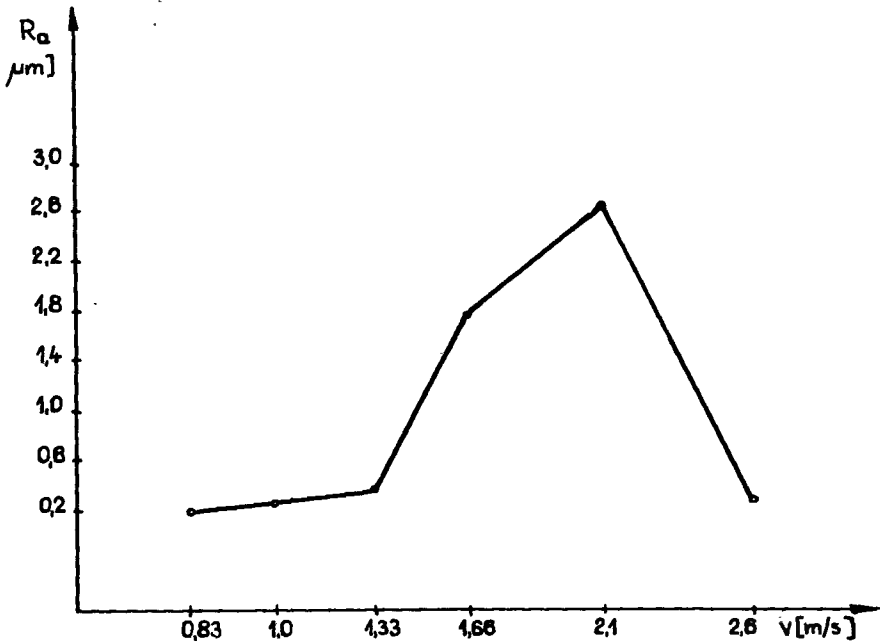


Rys. 19. Wpływ posuwu na chropowatość powierzchni (ostrze z węglika H10)

4.6. Wpływ parametrów skrawania na chropowatość powierzchni przy przecinaniu nożami ze stali szybko tnącej

Badania przeprowadzono stosując następującą geometrię ostrza: $\kappa = 110^\circ$, $\gamma_f = 25^\circ$, $\alpha_o = 12^\circ$, $\alpha'_o = 1^\circ$, $\kappa' = 1^\circ$ oraz szerokość ostrza $b = 3,5$ mm.

Przebieg zmian chropowatości od szybkości skrawania (rys. 20) jest zbliżony do przebiegu przedstawionego dla noży z ostrzem z węglików spiekanych. Obszar występowania najintensywniejszego narostu na ostrzu jest jednak przesunięty o około 0,5 m/s. W trakcie prób posuw miał wartość stałą $p = 0,065$ mm/obr. Podobnie wzrost chropowatości przecinanej powierzchni obserwuje się ze wzrostem posuwu (rys. 21), którego wpływ badano przy stałej szybkości skrawania $v = 1$ m/s.

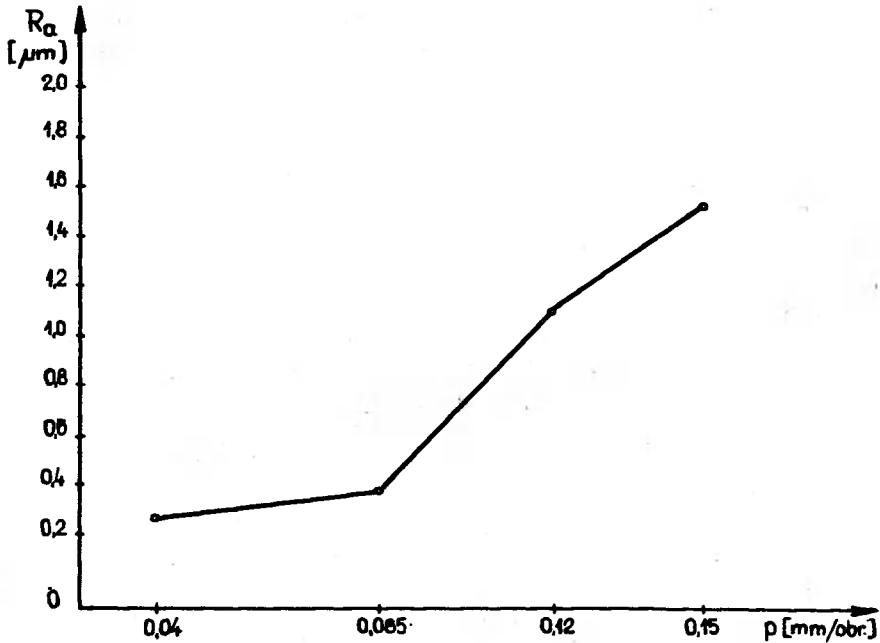


Rys. 20. Wpływ szybkości skrawania na chropowatość powierzchni przy przecinaniu nożami ze stali szybko tnącej SW18

Dla noży ze stali szybko tnącej SW18 wyprowadzono również zależność na chropowatość R_a powierzchni przy zmiennej szybkości skrawania i zmiennym posuwie:

$$R_a = 0,85 \cdot v^{0,97} \cdot p^{1,75} \text{ [}\mu\text{m]} \quad (3)$$

Porównując obie zależności można stwierdzić, że w przypadku noży ze stali szybko tnącej SW18 zmiana szybkości skrawania i zmiana posuwu wpływa w większym stopniu na zmianę chropowatości powierzchni jak w przypadku noży z ostrzem z węglików spiekanych gatunku H10.



Rys. 21. Wpływ posuwu na chropowatość powierzchni (nóż ze stali SW18)

5. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań można wysnuć następujące wnioski o znaczeniu praktycznym:

- najkorzystniejsze wyniki obróbki uzyskuje się stosując następujące parametry geometryczne ostrza:
 - dla noży z ostrzem z węglików spiekanych H10:
 $\kappa = 115^\circ$, $\gamma_f = 20^\circ$, $\alpha_o = 12^\circ$,
 $\alpha'_o = 1^\circ$, $\kappa' = 1^\circ$
 oraz szerokość ostrza $b = 3,5$ mm;
 - dla noży ze stali szybko tnącej SW18:
 $\kappa = 110^\circ$, $\gamma_f = 25^\circ$, $\alpha_o = 12^\circ$,
 $\alpha'_o = 1^\circ$, $\kappa' = 1^\circ$
 oraz szerokość ostrza $b = 3,5$ mm;
- zalecane parametry geometryczne ostrza dotyczą przecinania prętów nożami o przekrojach trzonka podanych w punkcie 2.3;
- do przecinania prętów o większych średnicach zaleca się stosować noże ze stali szybko tnącej, kompensując wzrost momentu zginającego ostrze wysokością trzonka noża w przypadku zastosowania noży o innych przekrojach trzonka należy uwzględnić konieczność zwiększenia lub zmniejszenia szerokości ostrza, w celu zachowania jego sztywności;

- d) przy zwiększonych wymaganiach chropowatości przecinanej powierzchni zaleca się przede wszystkim stosowanie niewielkich posuwów, natomiast szybkość skrawania tak dobrać, aby nie sprzyjała intensywnemu tworzeniu się narostu na ostrzu skrawającym.

LITERATURA

1. Feld M., Kałużny W.: Badania wpływu kątów ostrza na jego zużycie i na wyniki obróbki w operacji wcinania rowków w odlewniczym stopie aluminium AK12. Zeszyty Naukowe BTN, Mechanika – Technologia Budowy Maszyn zesz. 5, 1974.
2. Kaczmarek J.: Klasyfikacja i ocena wiórow. Prace IOS, Materiały Instruktażowe, nr 25, 1964.
3. Marczenko T.P., Zakopajto W.D.: Otreznye rezcy powyszennoj žestkosti, Wiestnik maszynostrojenija, nr 6 1956.
4. Rudnik S.S., Poleszko P.T.: Issledowanije usilija rezanija pri skorostnoj otrezkie zagatowok rezaniem na tokarnych stankach, Maszynostrojenije – Moskwa, nr 3, 1960.
5. Wieczorowski K., Gierszal J.: Badanie oporów skrawania przy przycinaniu stali 45 na tokarkach rewolwerowych, Zeszyty Naukowe Politechniki Poznańskiej, nr 11, 1971.

CUTTING BARS ON WROUGHT ALUMINIUM ALLOYS

Summary

The authors have carried out investigations in cutting aluminium bars on wrought alloy PA4N representations. In the work there have been presented recommendation scheme of tools blade geometry and characteristic quantity of tools by blade made of sintered carbides type H10 and steel SW 18.

Characterics also influence match of cutting parameter on working results in operation. The darived formulae are $R_a \hat{N} f (w, p)$ for investigation materials of blades.

ПЕРЕРЕЗАНИЕ ПРУТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Р е з ю м е

В статье представлены результаты исследований проведенных при перерезании прутков из алюминиевых сплавов на примере сплава предназначенного для пластической обработки.

Даны рекомендации о подборе геометрии лезвия и характерные параметры резцов с лезвием из твердого сплава сорта X 10, а также из скорорежущей стали сорта СВ 18.

Охарактеризовано влияние подбора параметров резания на результаты обработки и выведены теоретические зависимости типа $R_a = f (v, p)$ в зависимости от исследованных материалов лезвия резца.

Henryk Oleszycki

WPLYW MANGANU NA STOPIEŃ ZMIĘKCZENIA PERLITYCZNEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO PO DWUZABIEGOWYM WYŻARZANIU

W artykule przedstawiono wyniki badań perlitycznego żeliwa sferoidalnego o trzech różnych zawartościach manganu, wyżarzonego w dwu zabiegach. Pierwszy zabieg polegał na wyżarzeniu w temperaturze 1323°K (1050°C) z podchłodzeniem w piecu do temperatury 1153°K (880°C) i chłodzeniem w powietrzu, a drugi na wyżarzeniu w trzech temperaturach podkrytycznych w czasie od 1,5 do 48 godzin.

Badania doprowadziły do wniosku, że podniesienie zawartości manganu powoduje przyspieszenie zmiękczenia żeliwa, tym silniej, im niższa jest temperatura wyżarzenia podkrytycznego i im krótszy jest czas wygrzewania.

1. WPROWADZENIE

Z licznych publikacji o żeliwie sferoidalnym wiadomo, że wzrost zawartości manganu powoduje podniesienie twardości. Następuje to zarówno dla stanu surowego, jak również dla stanów po różnych rodzajach wyżarzenia [1, 4, 5, 6, 7, 8, 11].

Utwardzające działanie manganu przypisuje się głównie jego stabilizującemu oddziaływaniu na cementyt jak też umocnieniu ferrytu. Podobny wpływ wywierają również inne pierwiastki węglotwórcze. Wyżarzenie żeliwa w temperaturze podkrytycznej prowadzi do obniżenia twardości wskutek dokonywania się w strukturze żeliwa różnych procesów, z których zasadnicze znaczenie mają grafityzacja i sferoidyzacja cementytu [2, 4, 5, 6, 7, 8].

W pracy [2], w której prowadzono badania żeliwa sferoidalnego zawierającego różną zawartość chromu przez jego wyżarzenie w temperaturze podkrytycznej, stwierdzono, że w początkowym czasie wyżarzenia następuje spadek twardości żeliwa mimo nie zmieniającej się zawartości cementytu (węglików).

Podobnie w pracy [7] stwierdzono dla żeliwa zawierającego różną zawartość manganu, spadek twardości żeliwa w początkowym okresie wyżarzenia w temperaturze podkrytycznej.

W obu przypadkach wspomniane obniżenie twardości jest nieznaczne, przy czym autor artykułu [2] wyjaśnia to sferoidyzacją cementytu, natomiast autor artykułu [7] stwierdza, że aczkolwiek możliwy jest proces sferoidyzacji, to zachodzi w tym okresie wyżarzenia również grafityzacja, lecz jej przebieg jest bardzo powolny.

Jednakże w obu artykułach nie wyjaśniono na ile różne zawartości pierwiastków węglotwórczych chromu, manganu, wpływają na obniżenie twardości żeliwa. W obu przypadkach żeliwo było wyżarzone dwuzabiegowo, przy czym pierwszy zabieg

przeprowadzono przez wygrzewanie w temperaturze nadkrytycznej, z wstępnym chłodzeniem w powietrzu a drugi przez wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej.

Z innych prac wiadomo, że pierwiastki węglotwórcze (podobnie inne pierwiastki) nie rozkładają się podczas chłodzenia równomiernie między cementyt i ferryt [10].

Przy czym im większa jest szybkość chłodzenia, tym ferryt jest bogatszy w pierwiastki węglotwórcze a cementyt uboższy [10]. Szybkość chłodzenia ma również wpływ na równomierne rozłożenie pierwiastków w samym ferrycie.

Ponieważ wpływ zawartości manganu na zmianę twardości żeliwa sferoidalnego podczas wyżarzania w temperaturze podkrytycznej nie został bliżej wyjaśniony, postanowiono takie badania przeprowadzić dla perlitycznego żeliwa sferoidalnego.

Wybrano do badań żeliwo perlityczne, ponieważ wykonane z niego odlewy często poddawane są dwu zabiegom wyżarzania dla otrzymania cementytu kulkowego w osnowie. Ponadto żeliwo przeznaczone do takiej obróbki cieplnej zawiera zazwyczaj podwyższoną zawartość manganu [9].

2. MATERIAŁ I METODYKA BADANIA

Z żeliwa o różnej zawartości manganu wytopionego w piecu łukowym, po zmodyfikowaniu zaprawą magnezową i żelazò-krzemem, odlano wałki o średnicy 16 mm w formach wilgotnych. Skład chemiczny żeliwa podany jest w tablicy 1.

Skład chemiczny perlitycznego żeliwa sferoidalnego

Tablica 1

Rodzaj żeliwa	Składniki chemiczne żeliwa w % wagowych							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Mg
1	2,92	2,74	0,83	0,20	0,14	0,08	0,011	0,04
2	3,13	2,67	1,15	0,20	0,11	0,10	0,010	0,07
3	3,07	2,89	1,52	0,21	0,13	0,09	0,010	0,05

Wszystkie rodzaje żeliwa miały w stanie surowym strukturę zabieloną, w której obok sferoidalnego grafitu występował jednocześnie ledeburyt. Wałki dla usunięcia ledeburytu wyżarzono w piecu sylitowym w temperaturze 1325°K (1050°C) w czasie 6 godzin. Temperaturę regulowano z dokładnością ± 15 deg. Dla uniknięcia odwęglania i utleniania próbki umieszczono w pojemnikach z rur stalowych wypełnionych prażonym piaskiem kwarcowym i uszczelnionych azbestem. Po wyżarzeniu pojemniki chłodzono w piecu do temperatury 1153°K (880°C) a następnie w powietrzu do temperatury pokojowej.

Z wałków odcięto próbki o wysokości 15 mm, oznakowano i po załadowaniu do pojemników rurowych wyżarzono w piecu sylitowym w temperaturze 1003°K (730°C), 953°K (680°C) 903°K (630°C) w czasie 1,5; 3; 6; 12; 24; 48 godzin. Temperaturę w piecu regulowano z dokładnością ± 2 deg. Po wygrzewaniu pojemniki chłodzono w powietrzu.

Przed wyżarzeniem w temperaturze podkrytycznej wybrano z każdego rodzaju żeliwa, w sposób losowy, trzy próbki i na każdej dokonano pomiaru twardości metodą Brinella, w trzech miejscach stosując kulkę o średnicy 2,5 mm i obciążenie 1839,4 N (187,5 kG).

Z wyżarzonych próbek zdjęto jednostronnie przez szlifowanie warstwę o grubości 1,5 mm i na tych samych powierzchniach dokonano badania twardości metodą Brinella przy warunkach jakie podano wyżej.

3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

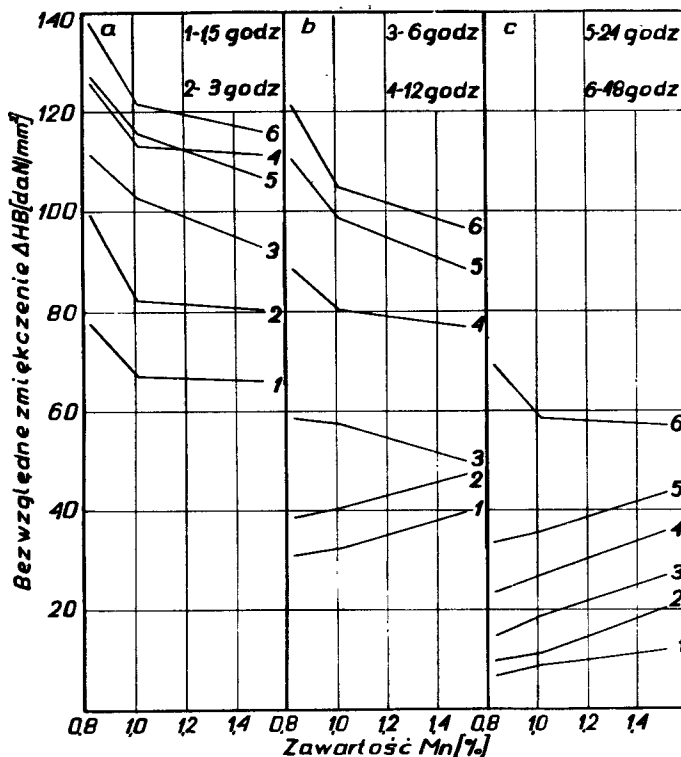
Wynik badania twardości żeliwa sferoidalnego po wyżarzeniu w pierwszym zabiegu przedstawiono w tablicy 2, natomiast po wyżarzeniu w drugim zabiegu w tablicy 3.

Tablica 2

Twardość żeliwa sferoidalnego po wyżarzeniu w temperaturze nadkrytycznej (pierwszy zabieg)

Rodzaj żeliwa	Twardość HB	
	w da N/mm ²	(kG/mm ²)
1	317,5	(323,7)
2	323,5	(329,8)
3	334,5	(341,0)

Wartości liczbowe twardości są średnimi arytmetycznymi z 9-ciu pomiarów.



Rys. 1. Zależność bezwzględnego zmiękczenia od zawartości manganu w żeliwie. Temperatura wyżarzania: a) 1003°K (730°C), b) 953°K (680°C), c) 903°K (630°C).

Tablica 3

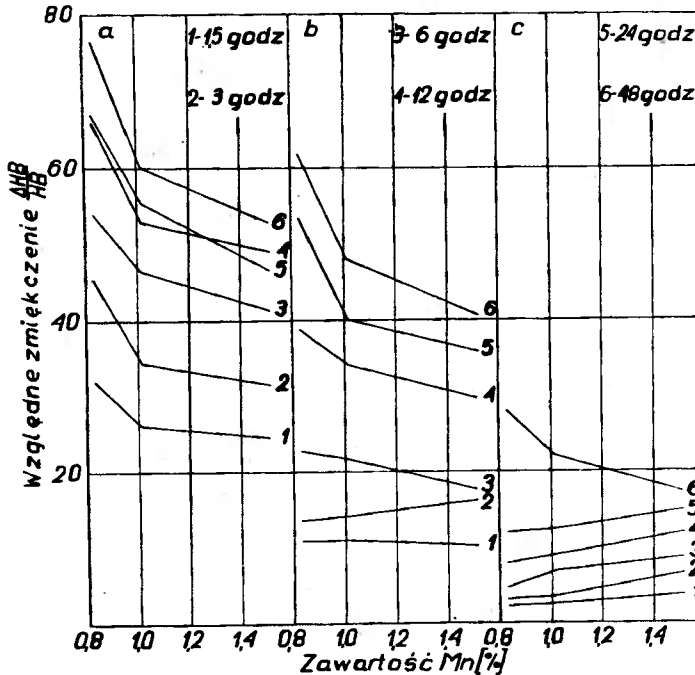
Twardość żeliwa sferoidalnego po wyżarzeniu w temperaturze podkrytycznej (drugi zabieg)

Temperatura wyżarzania w °K (°C)	Rodzaj żeliwa	Czas wyżarzania w godzinach					
		1,5	3	6	12	24	48
		Twardość HB da N/mm ² (kg/mm ²)					
1003 (730)	1	240,0 (244,6)	217,8 (222,0)	206,0 (210,0)	190,1 (193,8)	191,9 (195,6)	179,7 (183,3)
	2	256,6 (261,6)	241,3 (245,6)	220,7 (225,0)	207,9 (212,0)	210,2 (214,3)	202,0 (206,0)
	3	268,4 (273,6)	254,3 (259,3)	241,9 (246,6)	227,9 (232,3)	223,2 (227,6)	218,7 (223,0)
953 (680)	1	286,7 (292,3)	278,9 (284,3)	258,7 (263,7)	228,9 (233,3)	207,0 (211,0)	196,7 (200,0)
	2	291,3 (297,0)	283,2 (288,7)	266,1 (271,3)	243,3 (248,0)	224,9 (229,3)	218,7 (223,0)
	3	295,0 (300,7)	287,4 (293,0)	284,7 (279,0)	257,7 (262,7)	246,2 (251,0)	238,0 (242,7)
903 (630)	1	310,9 (317,0)	307,7 (313,7)	302,8 (308,7)	294,3 (300,0)	284,0 (289,3)	248,1 (253,0)
	2	314,7 (320,8)	312,3 (318,3)	305,0 (312,0)	296,9 (302,7)	288,1 (293,7)	265,1 (270,3)
	3	322,7 (329,0)	314,2 (320,3)	307,7 (313,7)	298,9 (304,7)	291,0 (296,7)	277,6 (283,0)
		Wartości liczbowe twardości są średnimi arytmetycznymi z trzech pomiarów.					

Z przeglądu wyników badania twardości podanych w tablicach wynika, że zarówno po wyżarzeniu w temperaturze nadkrytycznej (normalizowaniu) jak też po wyżarzeniu w każdych warunkach w temperaturze podkrytycznej wyższa zawartość manganu przyczynia się do otrzymania wyższej twardości żeliwa. Jest to zgodne z powszechnym mniemaniem o wpływie manganu.

Na rysunku 1 przedstawiono wykresy obrazujące bezwzględne zmiękczenie (bezwzględny spadek twardości) w zależności od zawartości manganu i czasu wyżarzania.

Na rysunku 2 przedstawiono wykresy obrazujące względne zmiękczenie żeliwa w zależności od zawartości manganu i czasu wyżarzania.



Rys. 2. Zależność względnego zmiękczenia od zawartości manganu w żeliwie. Temperatura wyżarzania: a) 1003°K (730°C), b) 953°K (680°C), c) 903°K (630°C).

Względny zmiękczeniem określono względny spadek twardości wyznaczony z zależności

$$\frac{\Delta HB}{HB} = \frac{HB - HB'}{HB} ;$$

gdzie:

HB – twardość w jednostkach Brinella po normalizowaniu (tab. 2),

HB' – twardość w jednostkach Brinella po wyżarzeniu w określonych warunkach w temperaturze podkrytycznej (tab. 3).

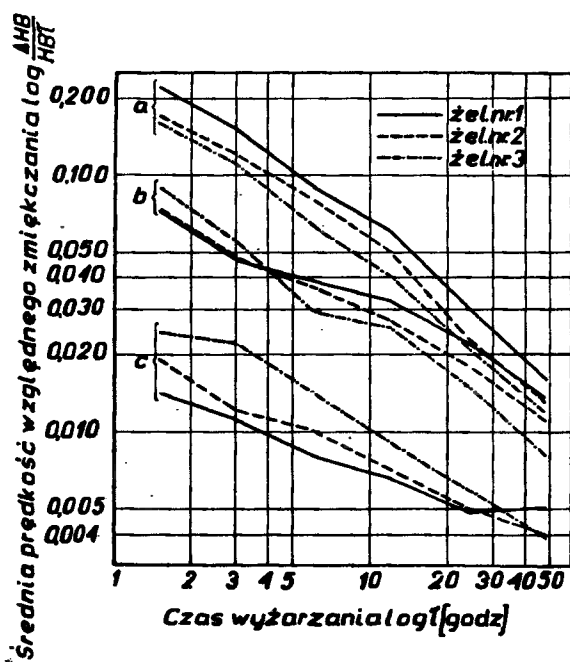
Z wykresów „a” (rys. 1 i 2) widać, że podczas wyżarzania w temperaturze 1003°K (730°C) przy każdym czasie wyżarzania, bezwzględne i względne zmiękczenie żeliwa jest tym mniejsze im wyższa jest zawartość manganu w żeliwie.

Inaczej wpływa na bezwzględne i względne zmiękczenie wyżarzanie w pozostałych temperaturach.

W temperaturze 953°K (680°C) po 12-tu i więcej godzinach wyżarzania w temperaturze 903°K (630°C) po 48-miu godzinach podwyższenie zawartości manganu powoduje, jak poprzednio, obniżenie bezwzględnego i względnego zmiękczenia. Natomiast w pozostałych, krótszych czasach wyżarzania, wzrost zawartości manganu działa odwrotnie: obniża bezwzględne i względne zmiękczenie.

Należy sądzić, że istnieje taka temperatura, niższa od 903°K (630°C) poniżej której, przy każdym czasie wyżarzania, podniesienie zawartości manganu powodować będzie wzrost bezwzględnego i względnego zmiękczenia.

Na rys. 3 przedstawiono w układzie logarytmicznym zależność między średnią prędkością względnego zmiękczenia a czasem i temperaturę wyżarzania.



Rys. 3. Zależność średniej prędkości względnego zmiękczenia od czasu wyżarzania: a) 1003°K (730°C), b) 953°K (680°C), c) 903°K (630°C).

Średnią prędkość względnego zmiękczenia wyznaczono z zależności:

$$V_{\text{sr}}^w = \frac{\Delta \text{HB}}{\text{HB} \cdot \tau} \left[\frac{1}{\text{godz.}} \right]$$

gdzie:

ΔHB — bezwzględne zmiękczenie (bezwzględny spadek twardości w jednostkach Brinella,

HB — twardość po normalizowaniu w jednostkach Brinella,

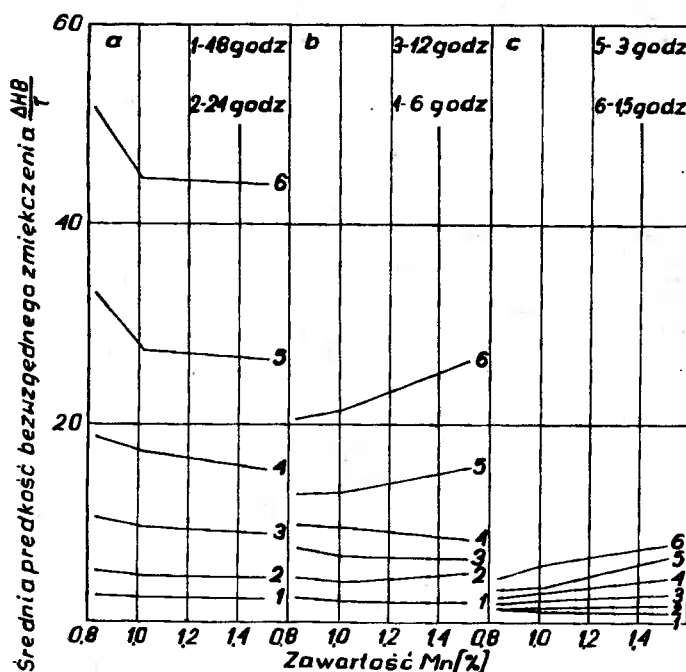
τ — czas wyżarzania w godzinach.

Z wykresu wynika, że im dłuższy jest czas wyżarzania, tym mniejsza jest średnia prędkość względnego zmiękczenia oraz im wyższa temperatura wyżarzania, tym większa jest intensywność zmniejszania średniej prędkości względnego zmiękczenia z upływem czasu wyżarzania.

Wpływ manganu na średnią prędkość względnego zmiękczenia jest zróżnicowany. W temperaturze 1003°K (730°C) przy każdym czasie wyżarzania, w temperaturze 953°K (680°C) przy czasie dłuższym od 4 godzin i w temperaturze 903°K (630°C) przy czasie dłuższym od 45 godzin, każde podniesienie zawartości manganu powoduje obniżenie średniej prędkości względnego zmiękczenia.

Natomiast w temperaturze 953°K (680°C) w czasie wyżarzania krótszym od 4 godzin i w temperaturze 903°K (630°C) w czasie krótszym od 26 godzin, każde podniesienie zawartości manganu powoduje wzrost średniej prędkości względnego zmiękczenia. Szczególnie wyraźnie zjawisko to występuje w temperaturze 903°K (630°C).

Z powyższych rozważań wynika, że im niższa jest temperatura wyżarzania, tym w dłuższym zakresie czasu wyżarzania podniesienie zawartości manganu przyspiesza (powiększa) zmiękczenie żeliwa. Zjawiska tego nie obserwuje się w temperaturze 1003°K (730°C).



Rys. 4. Zależność średniej prędkości bezwzględnego zmiękczenia od zawartości manganu w żeliwie. Temperatura wyżarzania: a) 1003°K (730°C), b) 953°K (680°C), c) 903°K (630°C)

Interesujące spostrzeżenie daje rysunek 4, na którym przedstawiono wykresy zależności między średnią prędkością bezwzględnego zmiękczenia a zawartością manganu w żeliwie i temperaturą wyżarzania. Średnią prędkość bezwzględnego zmiękczenia wyznaczono z zależności:

$$V_{\text{śr}}^B = \frac{\Delta \text{ HB}}{\tau} \quad \left[\frac{\text{da N}}{\text{mm}^2 \cdot \text{godz.}} \right]$$

gdzie:

HB – bezwzględne zmiękczenia (bezwzględny spadek twardości) w jednostkach Brinella,

τ – czas trwania wyżarzania w godzinach.

Z wykresów wynika, że średnia prędkość bezwzględnego zmiękczenia jest zależna od temperatury wyżarzania – podnosząc się wraz z jej wzrostem. Wpływ wartości manganu na średnią prędkość bezwzględnego zmiękczenia jest zróżnicowany. Przy długich czasach wyżarzania wzrost zawartości manganu nie wywiera praktycznie żadnego wpływu na analizowaną prędkość, natomiast im czas wyżarzania jest krótszy, tym silniej ujawnia się wpływ manganu. Stąd w temperaturze 1003°K (730°C), im krótszy jest czas wyżarzania, tym silniej podwyższanie zawartości manganu wpływa na obniżenie średniej prędkości bezwzględnego zmiękczenia. Natomiast w temperaturze 953°K i 903°K (680° i 630°C), im krótszy jest czas wyżarzania, tym silniej podwyższenie zawartości manganu wpływa na wzrost średniej prędkości bezwzględnego zmiękczenia.

4. OPRACOWANIE WYNIKÓW

Przedstawione wyniki badania i ich analiza wskazują na to, że zmiana zawartości manganu w różny sposób może wpłynąć na zmiękczenie żeliwa sferoidalnego podczas wyżarzania w temperaturze podkrytycznej.

Jeżeli przyjąć, że uzyskiwanie przez żeliwo mniejszego zmiękczenia przy wzroście zawartości manganu jest zgodne z dotychczasowym stanem wiedzy o wpływie manganu, to zjawisko odwrotne nie jest zgodne. Występowanie zaś tego odwrotnego zjawiska stwierdzono w niniejszych badaniach.

Wiadomo z literatury, że mangan w żeliwie ulega segregacji. Segregację manganu można rozpatrywać, raz jako różnicę jego zawartości w ferrycie i cementycie, drugi raz jego zmienną zawartość w ferrycie. Według S. Drapala [3] cementyt w czasie wyżarzania w temperaturze podkrytycznej wzbogaca się w mangan. Dzieje się to dlatego, że podczas chłodzenia rozdział manganu między ferryt i cementyt nie jest zgodny z równowagą termodynamiczną przemiany. Im szybkość chłodzenia jest większa, tym mniej manganu jest w cementycie, a więcej w ferrycie [10].

K. Sękowski [12] stwierdził, że w perlitycznym żeliwie sferoidalnym w obrębie komórki eutektycznej występuje zmienna zawartość manganu od 0,7% do 0,8% w centrum komórki eutektycznej do 2,1% na peryferiach komórki. Ta zmienna zawartość manganu dotyczy perlitu a więc mieszaniny cementytu i ferrytu, niemniej można wnosić, że oba składniki perlitu wykazują zmienną zawartość manganu, rosnącą w miarę oddalania się

od centrum komórki eutektycznej. Autor podaje również, że w żeliwie sferoidalnym ferrytycznym zawartość manganu w ferrycie rośnie z oddalaniem się od centrum komórki eutektycznej.

Z przytoczonych danych wynika, że w żeliwie sferoidalnym istnieją obydwa wyżej wymienione rodzaje segregacji.

Wiadomo, że mangan tworzy z żelazem podobnie jak z cementsytem roztwory różnowęzłowe, zmieniając atomy żelaza. Mimo nieznacznej różnicy w średnicy atomów żelaza i manganu, obecność manganu powoduje deformację sieci krystalicznej, co wywołuje podniesienie twardości. Zatem im więcej manganu, tym większa możliwość powstania punktowych i liniowych, a również przestrzennych wad struktury krystalicznej. Dodatkową przyczyną wzrostu gęstości wad, a tym samym, twardości, jest występowanie segregacji składników chemicznych w żeliwie.

Jeżeli zatem żeliwo posiadające określoną ilość i gęstość wad struktury krystalicznej, wyżarzać w temperaturze podkrytycznej, to zachodzić w nim będą różne procesy takie jak: odprężanie, zmniejszanie segregacji chemicznej w ferrycie, sferoidyzacja cementytu, grafityzacja cementytu, wzbogacanie cementytu w mangan itp. Wymienione procesy, z wyjątkiem ostatniego, prowadzić będą do obniżenia twardości.

Wszystkie te procesy opierają się na dyfuzji i samodyfuzji składników chemicznych żeliwa. Ponieważ dyfuzja i samodyfuzja wymaga odpowiednio długiego czasu, więc z wyżej wymienionych procesów najszybciej zajdą te, dla których drogi dyfuzyjne będą najkrótsze.

Najszybciej więc zachodzić będzie odprężenie, następnie sferoidyzacja cementytu, a po ukierunkowaniu się strumieni dyfuzyjnych grafityzacja cementytu, w końcu wzbogacenie cementytu w mangan i zmniejszenie segregacji w ferrycie.

Wyniki badań wskazują, że podwyższanie zawartości manganu przyspiesza i powiększa zmiękczenie żeliwa. Dzieje się tak wtedy, gdy temperatura wyżarzania podkrytycznego jest niska a czas wyżarzania krótki.

W niniejszych badaniach stwierdzono takie zjawisko dla temperatury 953°K i 903°K (680° i 630°C) przy krótkich czasach wyżarzania. Ponieważ w temperaturze 1003°K (730°C) zjawisko to przy wyżarzaniu w czasie 1,5 do 48 godzin nie wystąpiło, należy wnosić, że dokonuje się ono nie tylko w czasie wygrzewania ale również w czasie nagrzewania.

Reasumując można uważać, że podniesienie zawartości manganu w żeliwie powoduje wzrost gęstości wad osnowy, szczególnie takich wad, których usunięcie wymaga nieznacznych przesunięć atomów. W związku z tym w początkowej fazie wyżarzania, w temperaturze podkrytycznej obserwuje się przyspieszenie zmiękczenia jak też wzrost wartości zmiękczenia w żeliwie o wyższej zawartości manganu. Ten wpływ manganu zanika i staje się odwrotny w miarę przedłużania czasu jak również podniesienia temperatury wyżarzania podkrytycznego.

5. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań i ich analizy można sformułować następujące wnioski:

- a) wzrost zawartości manganu w żeliwie przyczynia się do powiększenia ilości wad struktury krystalicznej,
- b) wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej prowadzi do usunięcia tychże wad, przy czym wady wymagające nieznacznych przesunięć atomów zostają usunięte w początkowej fazie wyżarzania,
- c) im niższa jest temperatura wyżarzania podkrytycznego, tym okres czasu, w którym podwyższenie zawartości manganu powoduje przyspieszenie zmękczenia i wzrost zmękczenia jest coraz dłuższy; omawiane zjawisko występuje nie tylko w czasie wygrzewania ale również nagrzewania.

LITERATURA

1. Cox O.I.: Der Einfluss der Zusammensetzung auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand und im geglühten Zustand. Giesserei, 1963, nr 4 str. 93.
2. Drapal S.: Grafitisace perlitického cementitu tvarne litiny za podeutektoidnich teplot. Hutnické Listy, 1958, nr 1, str. 42.
3. Drapal S.: Einfluss von Mangan auf die Stabilisierung und Zerfallkinetik des Zementits im Temperguss. Freiburger Forschungshefte, B 59, str. 81.
4. Gulajew A.P., Saporow K.: Isledowanie wlijanija nikieła, miedi i marganca na fazowyj sostaw i swojstwa čuguna s sarowidnym grafitom. Litiejnoje Proizwodstwo, 1963, nr 6, str. 31.
5. Mayer R.: Il trattamento termico della ghisa a grafite lamare e sferoidale. Fonderie, 1966, t. 15, nr 12, str. 425.
6. Oleszycki H.: Badania mechanizmu sferoidyzacji cementytu eutektoidalnego w żeliwie sferoidalnym. PAN – Kraków. Prace Komisji Metalurgiczno-Odlewniczej. Metalurgia 19, 1972, str. 81.
7. Oleszycki H.: Wyżarzanie żeliwa sferoidalnego w celu uzyskania cementytu kulkowego. Przegląd Odlewnictwa, 1973, nr 4, str. 113.
8. Oleszycki H.: Wpływ wyżarzania dwuzabiegowego na właściwości mechaniczne perlitycznego żeliwa sferoidalnego. Zeszyty Naukowe WSI. Bydgoszcz. Seria Mechanika 1974, nr 10.
9. Piaskowski J., Jankowski J.: Żeliwo sferoidalne. PWT. Warszawa 1957.
10. Podrzucki Cz., Kalata Cz.: Metalurgia i Odlewnictwo żeliwa. „Śląsk” Katowice, 1971.
11. Rutkowski J., Dobrzański F., Kusek H.: Przegląd literatury. Instytut Odlewnictwa MPM-Kraków 1969 (praca niepublikowana).
12. Sękowski K.: Niejednorodność składu chemicznego osnowy metalowej żeliwa sferoidalnego. Przegląd Odlewnictwa, 1973, nr 8–9, str. 250.

INFLUENCE OF MANGANESE UPON SOFTENING DEGREE OF PEARLITE SPHEROIDAL CAST IRON AFTER IT BEING ANNEALED IN TWO CUTS

Summary

In this article there have been presented tests results of pearlitic spheroidal cast iron of three different contents of manganese annealed in two cuts. The first cut has depended on annealing in temperature of 1323 K (1050°C) with cooling in the oven to the temperature of 1153 K (880°C) and aftercooling in the air, and the second one has depended on annealing in subcritical temperatures at the time from 1,5 to 48 hours.

The tests carried into conclusion, that rising of manganese contents causes an acceleration of cast iron softening the stronger, the lower is the temperature of subcritical annealing and the shorter is the heating time.

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА СТЕПЕНЬ СМЯГЧЕНИЯ ПЕРЛИТНОГО СФЕРОИДАЛЬНОГО ЧУГУНА
ПОСЛЕ ПРОКАЛИВАНИЯ НА ДВА ПРИЁМА

Р е з ю м е

В статье представлены результаты исследований перлитного сфероидально-го чугуна, содержащего в трёх разных пропорциях прокалённый в двух приёмах марганец. Первый приём состоял в прокаливании при температуре 1323 К (1050°C) с охлаждением в печи до температуры 1153 К (880°C) и доохлаждением на воздухе, а второй состоял в прокаливании при трёх подкритических температурах в течение от 1,5 до 48 часов.

Исследования привели к выводу, что повышение содержания марганца вызывает ускорение смягчение чугуна тем сильнее, чем ниже температура подкритического прокаливания и чем короче время прогрева.

Hubert Latoś

WPLYW MATERIAŁU OSTRZA NA TEMPERATURĘ SKRAWANIA PRZY STRUGANIU SWOBODNYM STOPU AlMgSi1 Z MAŁĄ SZYBKościĄ

W pracy opisano wyniki badań nad wpływem materiału ostrza na temperaturę skrawania przy skrawaniu swobodnym na sucho stopu AlMgSi1, z małą szybkością skrawania. Przedstawiono metodykę i technikę badań oraz rozkłady temperatur strefy skrawania przy skrawaniu stałą szybkością SW18 i węglnikami spiekanyymi H20.

Stwierdzono, że wyższe temperatury skrawania i większe spęczenie wióra otrzymuje się przy skrawaniu stałą szybkością SW18 niż węglnikami spiekanyymi H20. Główną przyczyną tej różnicy autor dopatruje się w różnicy współczynnika tarcia pomiędzy materiałem obrabianym a materiałem ostrza.

1. WPROWADZENIE

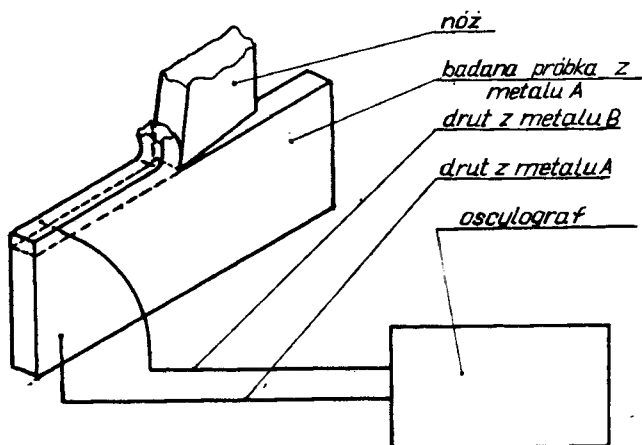
Temperatura skrawania jest ważnym fizycznym wskaźnikiem skrawalności, służącym do oceny przebiegu skrawania. Materiały stosowane na ostrza narzędzi skrawających posiadają różne właściwości cieplne oraz różne współczynniki tarcia (przy tarcu o materiał obrabiany [2]) co wpływa na różne ilości wydzielanego i odprowadzanego ciepła ze strefy skrawania.

Przedmiotem badań było określenie wpływu rodzaju materiału ostrza na rozkład temperatury w strefie skrawania i materiale obrabianym. Poznanie tego wpływu może przyczynić się do bardziej poprawnego doboru materiału na ostrza narzędzi skrawających.

W badaniach skrawano stop aluminium AlMgSi1 (PA4N – według PN-68/H-88026) podstawowymi materiałami stosowanymi na ostrza do skrawania stopów aluminium: stałą szybkością SW18 oraz węglnikami spiekanyymi H20.

2. METODYKA I TECHNIKA BADAŃ

W badaniach stosowano układ statyczny, jednoczesno-czynnikowy [4] z trzykrotnymi powtórzeniami. Temperaturę w strefie skrawania i w materiale obrabianym określano przy pomocy sposobu opracowanego przez G.S. Reichenbacha [6] (rys. 1). Do badania wytypowano struganie swobodne na frezarce FYC 25, przy czym nóż mocowano w unieruchomionym wrzecionie, natomiast materiał obrabiany na stole obrabiarki [5]. Unieruchomienie wrzeciona przeprowadzono poprzez jego ustawienie na najmniejszej liczbie prędkości obrotowej, odłączenie silnika oraz skasowanie luzów w jedną stronę specjalnie zamontowaną dźwignią. Ostrza skrawające ze stali SW18 i węglików spiekanych H20 mocowano w oprawce przedstawionej na rys. 2.



Rys. 1. Schemat sposobu pomiaru temperatury

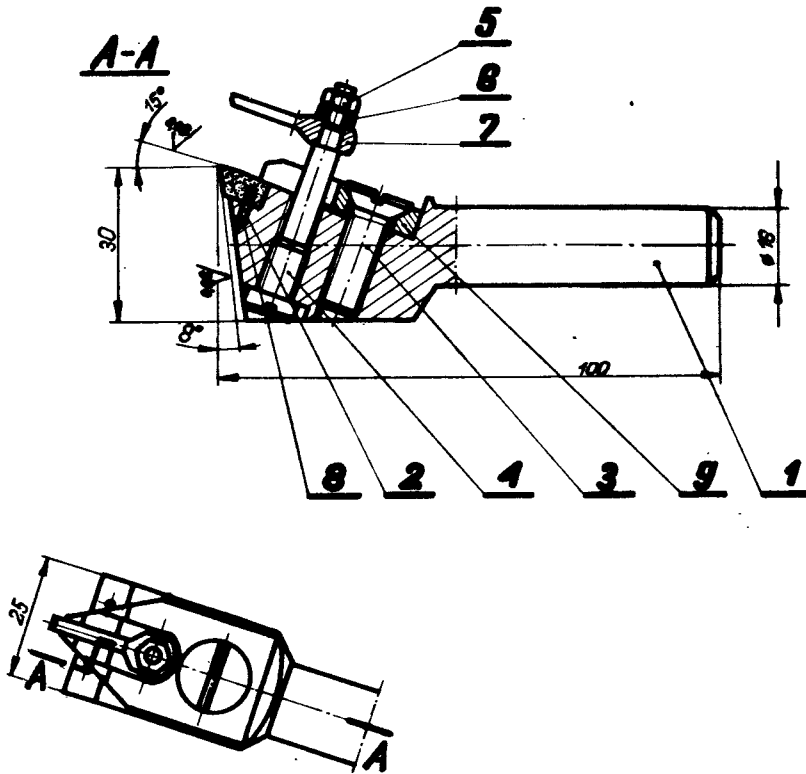
Dla wyeliminowania wpływu kształtu płytek na temperaturę skrawania, ostrza ze stali szybko tnącej wykonano zgodnie z kształtem stosowanych płytek z węglików spiekanych H20-A16U (według PN-64/M-18006). Po wykonaniu każdej próby skrawania w celu usunięcia śladów przywierania materiału obrabianego do ostrza, powierzchnię natarcia i przyłożenia noża ostrzono.

Materiał obrabiany kształtowano w postaci płytek przedstawionych na rys. 3. Na każdej płytce wykonywano dwie próby skrawania, przy czym w pierwszej próbie termopary mocowano w obszarze G, a w drugiej w obszarze D (rys. 3). Obszary G i D były usytuowane 15 mm przed końcem drogi skrawania. W celu mocowania termopar w materiale obrabianym wiercono otwory o ϕ 0,8, w których klinowano druty konstantanowe termopar o ϕ 0,1 kołkami stożkowymi w górnym położeniu.

Jakość połączenia sprawdzono każdorazowo omomierzem, przy czym rezystancja każdego połączenia wynosiła około 1 oma. Kołki do klinowania termopar wykonywano z tego samego materiału co materiał obrabiany. Schemat mocowania termopar w materiale obrabianym przedstawiono na rys. 4.

Usytuowanie i mocowanie termopar w materiale obrabianym zapewniało, w każdym przypadku skrawania, możliwość obserwacji zmian temperatury skrawania w materiale obrabianym w funkcji odległości od ostrza na dwóch poziomach. Otwory wiercono na różnych odległościach od powierzchni obrabianej, stąd uzyskano możliwość pomiarów na następujących odległościach od powierzchni obrabianej: 0,4–0,7–1,0–1,3–1,6–1,9–2,2–2,5 mm.

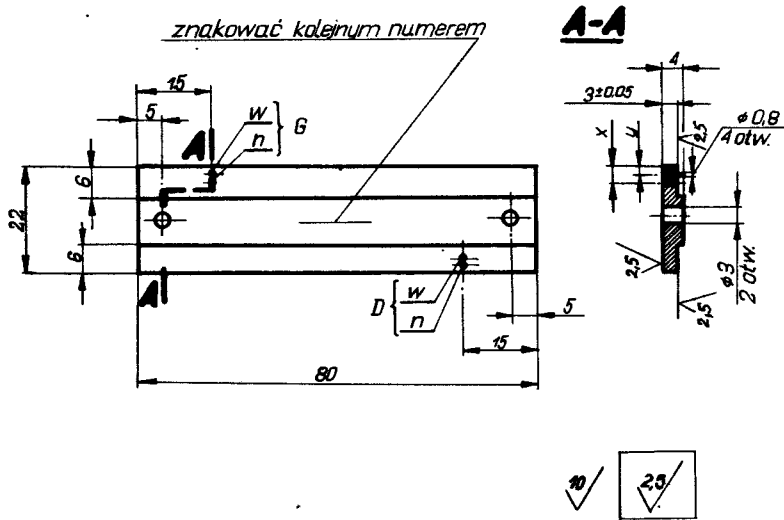
Aby zabezpieczyć układ pomiarowy przed ewentualnymi prądami błądzącymi w układzie OUPN, badaną próbkę w czasie skrawania izolowano od imadła szczękami izolacyjnymi wykonanymi z tekstolitu. Stosowano dopuszczalny błąd ustawienia materiału obrabianego w stosunku do kierunku wektora szybkości skrawania = 0,03/150 mm. Schemat zastosowanego układu pomiarowego przedstawiono na rys. 5.



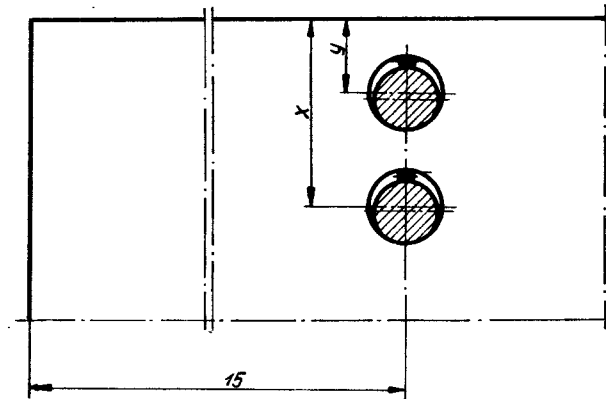
1. Oprawka
2. Płytki SW18 lub H20
3. Wkręt M8x20
4. Trzpień
5. Nakrętka M4
6. Podkładka 42
7. Sworzeń
8. Kotek $\varnothing 2$
9. Widetki dociskające

Rys. 2. Nóż stosowany w badaniach

Przebieg zmian temperatury w funkcji odległości od ostrza skrawającego rejestrowano na taśmie oscylografu pętlicowego N-107 (prod. radzieckiej). W układzie zastosowano rezystory regulowane, umożliwiające dokładne dopasowanie prądu na pętlicach w czasie cechowania układu. Rezystancja całego układu wynosiła 50 Ω . W celu zapewnienia jednoznaczności interpretacji oscylogramów, zastosowano na stole frezarki wyłącznik krańcowy, z którego impuls wykonywał na taśmie oscylografu znak.



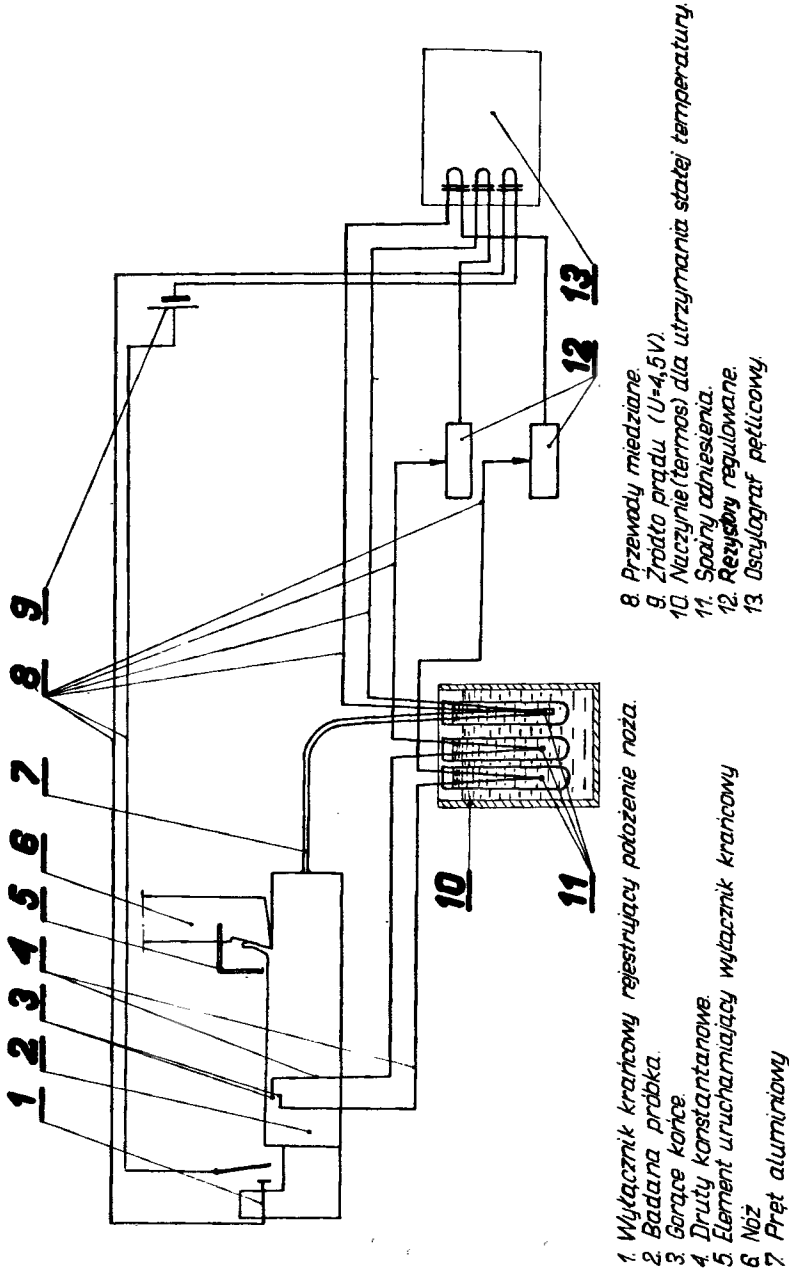
Rys. 3. Kształt próbek materiału skrawanego



Rys. 4. Układ mocowania termopar w materiale obrabianym

W czasie skrawania stosowano następujące stałe wartości: głębokość skrawania – $g = 1$ mm, szybkość skrawania realizowana posuwem stołu – $v = 1,030$ m/min, kąt pochylenia głównej krawędzi skrawającej – $\lambda = 0^\circ$, kąt przystawienia – $\kappa = 90^\circ$, skrawanie na sucho. Pomiarami objęto także parametry związane ze spęceniem wióra, jak:

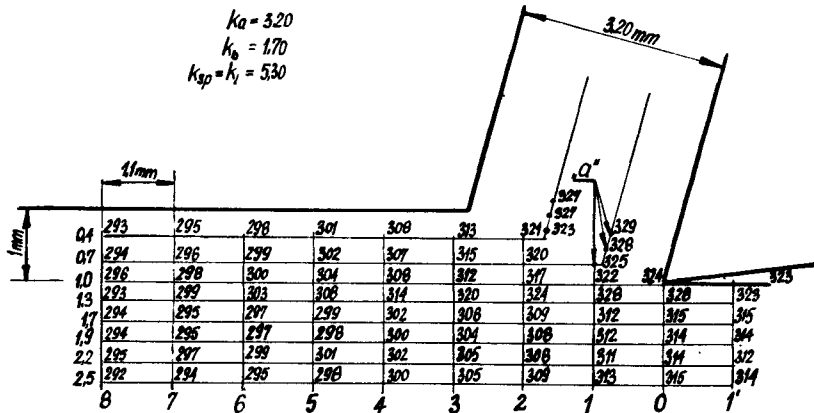
- współczynnik zgrubienia wióra $k_a = a_w/a$,
- współczynnik rozszerzenia wióra $k_b = b_w/b$,
- współczynnik skrócenia wióra $k_l = l/l_w$.



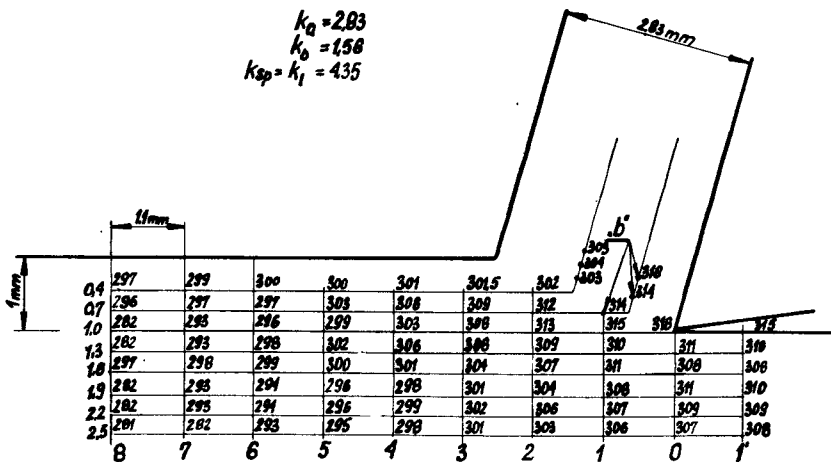
Rys. 5. Schemat układu pomiarowego

3. WYNIKI POMIARÓW I ICH ANALIZA

Opracowane wyniki pomiarów rozkładu temperatury skrawania w różnych punktach przedmiotu obrabianego przedstawiono na rys. 6 i 7.



Rys. 6. Wartości temperatur ($^{\circ}$ K) materiału obrabianego przy skrawaniu stalą szybko tnącą SW18.



Rys. 7. Wartości temperatur ($^{\circ}$ K) materiału obrabianego przy skrawaniu węglakami spiekany H20.

Każda podana temperatura jest średnią arytmetyczną z trzech pomiarów. Na rysunkach tych podano także wartości współczynników związanych ze spęceniem wióra. Istotność różnic pomiędzy wartościami średnich temperatur w obszarze „a” – dla stali szybko tnącej (rys. 6) i w obszarze „b” – dla węglaka spiekanego (rys. 7), sprawdzano testem t

[7]. Stwierdzono, że temperatury te różnią się pomiędzy sobą na poziomie istotności $\alpha < 0,001$. Wyższe temperatury uzyskuje się przy skrawaniu stalą szybkoobrotową SW18 niż przy skrawaniu węglnikami spiekanymi H20 – w tych samych warunkach skrawania i przygotowania ostrzy.

Różnice temperatur strefy skrawania miały swoje odbicie w wartościach parametrów związanych ze spęceniem wióra. W wyższych temperaturach otrzymanych przy skrawaniu stalą szybkoobrotową SW18, wartości współczynników, zarówno spęczenia, zgrubienia jak i rozszerzenia wióra osiągnęły wyższe wartości, niż przy skrawaniu węglnikami spiekanymi H20. Przy małych szybkościach skrawania, ze względu na temperaturę skrawania, korzystniejsze jest więc skrawanie stopu PA4N węglnikami spiekanymi H20 niż stalą szybkoobrotową SW18.

Materiał obrabiany w zakresie rejestrowanych różnic temperatur strefy skrawania wykazuje tylko nieznaczne różnice plastyczności w funkcji temperatury, dlatego wzrost wartości parametrów związanych ze spęceniem wióra, przy skrawaniu stalą szybkoobrotową SW18, spowodowany jest większą siłą tarcia pomiędzy materiałem obrabianym a materiałem ostrza. Większe spęcenie wióra zwiększało pracę odkształceń plastycznych – stąd wyższe temperatury strefy skrawania przy skrawaniu stalą szybkoobrotową.

Pewien wpływ na ten stan mają także współczynniki przewodności i pojemności cieplnej materiału ostrza, które są niższe dla stali szybkoobrotowej SW18 niż dla węglików spiekanych H20 [2].

Przyпуска się jednak, na podstawie innych prac [1, 3] i przedstawionych wyników badań, że wpływ właściwości cieplnych materiału ostrza ma mniejszy wpływ na temperaturę skrawania niż współczynnik tarcia materiału obrabianego o materiał ostrza.

4. WNIOSKI

Przeprowadzone badania z uwzględnieniem literatury upoważniają do wysunięcia następujących wniosków dotyczących skrawania na sucho stopu aluminium PA4N małymi szybkościami skrawania:

- a) niższą temperaturę skrawania i niższe wartości parametrów związanych ze spęceniem wióra uzyskuje się przy stosowaniu na ostrza węglików spiekanych H20, niż przy stosowaniu stali szybkoobrotowej SW18,
- b) prawdopodobnie, różne wartości temperatur skrawania i spęczenia wióra, przy stosowaniu różnych materiałów na ostrza skrawające, związane są silniej ze współczynnikiem tarcia materiału obrabianego o ostrze skrawające niż z właściwościami cieplnymi materiału ostrza.

LITERATURA

1. Czarnik K., Harasymowicz J.: Wpływ materiału ostrza na chropowatość obrabianej powierzchni przy przeciąganiu stopów glinu. Czasopismo Techniczne. 1969 z. 8-M.
2. Kaczmarek J.: Podstawy obróbki wiórowej, ścierniej i erozyjnej. Warszawa, WNT, 1970.
3. Latoś H.: Wlijanije temperatury lezwija riežuszcziewo instrumenta na kaczestwo obrabotannej

- powierzchności aluminiowego spława. W. Nové poznatky z technológie obrábania, zväzok 1. Vysoké Tatry: Vysoká Škola Technická Košice, 1972.
4. Polański Z.: Programowanie badań prototypów maszyn i urządzeń. Przegląd Mechaniczny, 1971, nr 23.
 5. Primus F.: Spannungsverteilung in den Kontaktzonen von Drehwerkzeugen bei der Aluminium – Hartblei – und Zink – Zerspanung. Industrie – Anzeiger, 1969, 13.
 6. Reichenbach G.S.: Experimental Measurement of Metall – Cutting Temperature Distributions. Transactions of the ASME. Vol. 80, 1958, nr 3.
 7. Volk W.: Statystyka stosowana dla inżynierów. Warszawa, WNT, 1973.

INFLUENCE OF TOOLS MATERIAL ON THE CUTTING TEMPERATUR BY THE FREE PLANING AL ALLOY ALMgSi1 WITH A LITTLE SPEED

Summary

The author describes the results of investigations influence of tools material on the cutting temperature by the free dry planing Al alloy ALMgSi1 with a little speed. He presents also the procedure and distributions of temperatures in the zone of cutting by the planing blades with high-speed steel SW18 and sintered carbides H20. It was asserting higher cutting's temperatures and higher chip's upset we can obtain by cutting of the high-speed steel SW18 than sintered carbides H20. It was asserting higher cutting's temperatures and higher chip's upset we can obtain by cutting of the high-speed steel SW18 than sintered carbides H20. The main reason of the difference the author sees in the difference of coefficient of friction between stock and tools material.

ВЛИЯНИЕ МАТЕРИАЛА ЛЕЗВИЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ РЕЗАНИЯ ПРИ СВОБОДНОМ РЕЗАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С МАЛОЙ СКОРОСТЬЮ РЕЗАНИЯ

Р е з ю м е

В статье представлены результаты исследований влияния материала резца на температуру резания без применения СОЖ. Описана методика исследования, расположение температуры в зоне резания при резании с постоянной скоростью резания быстрорежущими резцами из стали SW18 и из твёрдого сплава H20. Установлено, что при обработке быстрорежущими резцами выступает более высокая температура резания и усадка стружки, чем при резании лезвиями из твёрдого сплава. Главной причиной этой разницы является различие между коэффициентом трения и обрабатываемым материалом и материалом резца.

Henryk Oleszycki

620.9

SFEROIDYZACJA CEMENTYTU NA GRANICY PERLIT-FERRYT W ŻELIWIE SFEROIDALNYM

W artykule przedstawiono wyniki badań mikrostruktury żeliwa sferoidalnego wyżarzonego w dwu zabiegach. W pierwszym żeliwo wyżarzano w temperaturze nadkrytycznej i chłodzono w piecu, w drugim – w temperaturze podkrytycznej i chłodzono w powietrzu. Stwierdzono w badaniach, że stosunek obszarów perlitu do ferrytu nie ulega zmianie mimo wyżarzania w temperaturze podkrytycznej przez 48 godzin i jest taki sam jak po pierwszym zabiegu.

Ponadto stwierdzono, że cementyt perlitu ulega grafityzacji i sferoidyzacji, przy czym tworzą się na obszarze perlitu wydzielienia grafitowe o formie zwartej. Na granicy perlit-ferryt w miarę upływu czasu tworzą się, na drodze koalescencji, duże ziarna cementytu. Również na granicach ziaren ferrytu swobodnego pojawiają się bardzo duże wydzielienia cementytu, lecz tylko w próbach wyżarzonych w temperaturze nadkrytycznej w ciągu 24 godzin.

1. WPROWADZENIE

Sferoidyzacja cementytu eutektoidalnego stali znana jest od dawna i szeroko stosowana w praktyce. W żeliwie stosunkowo niedawno wykorzystuje się ten proces i to jedynie dla wysokojakościowych rodzajów żeliwa a mianowicie perlitycznego żeliwa ciągliwego i perlitycznego żeliwa sferoidalnego.

W niegrafityzujących stopach żelaza, a więc głównie w stali, otrzymanie 100% struktury perlitycznej jest zależne głównie i niemal jedynie od składu chemicznego. Natomiast w grafityzujących stopach żelaza a więc w żeliwie, otrzymanie w 100% struktury perlitycznej jest zależne nie tylko od składu chemicznego, ale również od wielu innych czynników; warunków wytapiania, stanu ciekłego, modyfikacji w stanie ciekłym, prędkości stygnięcia metalu, temperatury formy, temperatury odlewania, rodzaju obróbki cieplnej [1]. Stąd często w żeliwie perlitycznym otrzymuje się mniejsze lub większe ilości ferrytu tworzącego otoczki wydzieleni grafitowych. Poddając takie żeliwo wyżarzaniu sferoidyzującemu trzeba liczyć się z obecnością tegoż ferrytu.

O sferoidyzacji cementytu na granicy perlit-ferryt mało jest opracowań. W swojej pracy [5] S. Przegaliński przedstawia struktury stali stopowej perlityczno-ferrytycznej po wyżarzaniu sferoidyzującym. Na rysunkach struktur trudno jest ocenić różnice między kształtem cementytu wewnątrz kolonii perlitycznych i na granicy perlit-ferryt. Tamże S. Orzechowski opisuje strukturę stali węglowej perlityczno-ferrytycznej. Autor objaśniając wpływ czasu wyżarzania sferoidyzującego w temperaturze podkrytycznej stwierdza, że różne kolonie perlitu w różnym stopniu ulegają sferoidyzacji. Stwierdza również, że nawet w jednej kolonii spotkać można różny stopień sferoidyzacji cementytu. Przedsta-

wione przez autora rysunki mikrostruktur nie pozwalają na określenie zmian kształtu cementytu na granicy perlit-ferryt. A. Schrader i A. Rose [8] przedstawiają rysunek stali węglowej perlityczno-ferrytycznej, w której po wyżarzaniu w temperaturze podkrytycznej zauważono kuliste zgrubienie na końcach pasemek cementytu leżących na granicy perlit-ferryt. W.I. Psariew i O.I. Korobij [6] badając wpływ stanu osnowy granic i wielkości ziaren na proces koagulacji węglików w stali stwierdzili, że koagulacja a także sferoidyzacja łatwiej zachodzi na granicach ziaren aniżeli w ich wnętrzu. Autorzy badali jednakże stal perlityczną a nie perlityczno-ferrytyczną. Autor przeprowadzając badania mechanizmu sferoidyzacji cementytu w żeliwie sferoidalnym nie badał również zmian cementytu na granicach P-F [1].

Wyżarzanie żeliwa sferoidalnego dla otrzymania cementytu kulkowego w osnowie przeprowadzone jest najczęściej dwuzabiegowo [2]. W takim przypadku dość trudno jest otrzymać w pełni strukturę perlityczną. Po pierwszym zabiegu polegającym na wyżarzaniu w temperaturze nadkrytycznej otrzymuje się pełne lub częściowe otoczki ferrytyczne. Fakt ten ma duże znaczenie ponieważ można uniknąć otoczek ferrytycznych przez prowadzenie do żeliwa pierwiastków węglotwórczych, jednakże pierwiastki te utrudniają sferoidyzację cementytu [1].

MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Do badań użyto perlitycznego żeliwa sferoidalnego wytopionego w piecu łukowym i odlanego do form wilgotnych w wałki o średnicy 30 mm. Skład chemiczny żeliwa był następujący: 3,24% C; 2,37% Si; 1,23% Mn; 0,008% S; 0,072% P, 0,23% Cr; 0,047% Mg. Żeliwo to posiadało strukturę perlityczną ze śladami ledeburytu.

Wałki wyżarzano najpierw w temperaturze 1323°K (1050°C) w czasie 6 oraz 24 godzin w warunkach zabezpieczających przed utlenieniem i odwęglaniem. Po wygrzaniu, wałki chłodzono w piecu do temperatury pokojowej. Po takiej obróbce otrzymano w żeliwie strukturę perlityczno-ferrytyczną. Następnie wałki pocięto na próbki o wysokości 15 mm i wyżarzano w temperaturze 983°K (710°C) w czasie 1,5; 3; 6; 12; 24, 48 godzin, również w warunkach zabezpieczających przed utlenieniem i odwęglaniem. Po wygrzaniu, próbki z pojemnikami chłodzono w powietrzu.

Próbki po wyładowaniu przeszlifowano na czołach na głębokość 1,5 mm a następnie na tych powierzchniach wykonano zgłady, które po wytrawieniu poddano badaniom mikroskopowym. Badania mikroskopowe polegały głównie na obserwacji zmian kształtu cementytu na granicy P-F, jak również w obszarze kolonii perlitycznych. Zbadano również, stosując metodę siatkową, zmianę ilości perlitu ze zmianą czasu wyżarzania w temperaturze podkrytycznej [7].

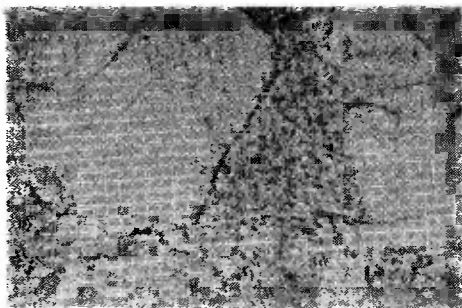
3. BADANIA I ICH ANALIZA

Żeliwo po pierwszym zabiegu cieplnym posiadało strukturę perlityczno-ferrytyczną zarówno w próbkach wygrzewanych przez 6 godzin jak też 24 godziny. Ferryt tworzył otoczki dokoła pierwotnych wydzieleni grafitowych, dając obraz strukturalny znany pod

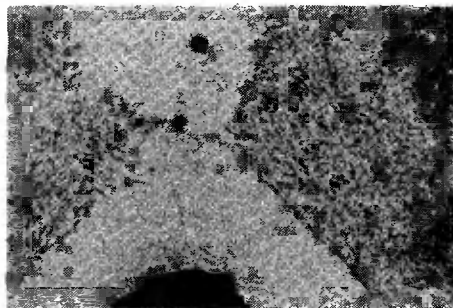
nazwą „wolicz oczu”. Na obszarze ferrytu wyraźnie były widoczne granice ziaren, przy czym najczęściej ułożone były one koncentrycznie do sferoidów grafitowych. Granice P-F były bardzo wyraźne. Obszary perlitu w próbkach wyżarzonych w pierwszym zabiegu przez 6 godzin wykazywały zmienne zaciemnienie; słabsze przy granicy P-F i silniejsze w miarę oddalania się od niej. W próbkach wyżarzonych w pierwszym zabiegu przez 24 godziny zaciemnienie perlitu było na ogół słabsze niż poprzednio i równomierne w całym obszarze. Perlit w obu rodzajach próbek miał budowę przypominającą siatkową strukturę stali perlityczno-ferrytycznej. Niektóre kolonie perlitu oddzielone były wąskimi pasmami ferrytu.

3.1. Granica P-F

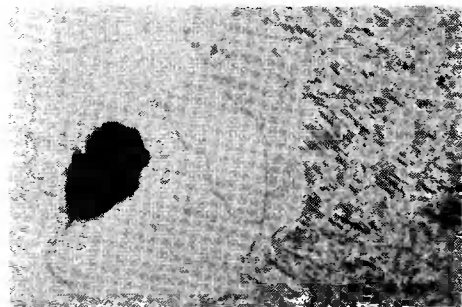
Granice między perlitem a ferrytem po pierwszym zabiegu cieplnym były bardzo wyraźne. Kolonie perlityczne dochodziły do granic ferrytu bez jakiegokolwiek zmiany kształtu płytek cementytu. Nie zauważono również zmiany kierunku ułożenia płytek. Obserwacja granic P-F na zgładach żeliwa wyżarzonego w różnym czasie w temperaturze podkrytycznej wykazała, że ziarna cementytu znajdujące się na granicy P-F zmieniają kształt inaczej aniżeli analogiczne ziarna wewnątrz kolonii perlitycznych. Zmiany te, dla żeliwa wyżarzonego w pierwszym zabiegu przez 24 godziny, przedstawione są poniżej.



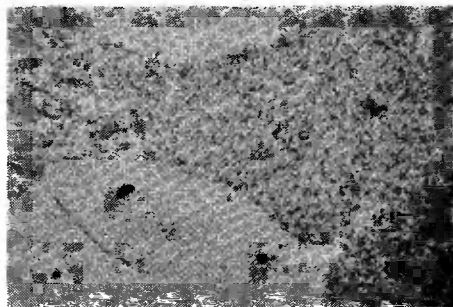
Rys. 1. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–1,5 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



Rys. 2. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–1,5 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



Rys. 3. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–3 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

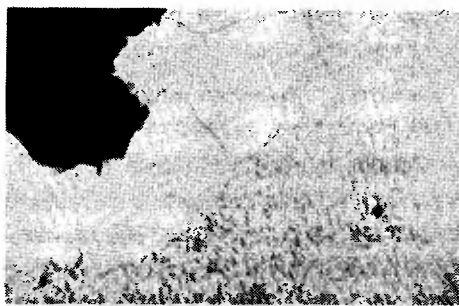


Rys. 4. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–3 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

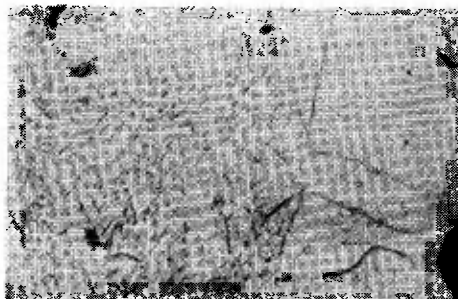
Czas wyżarzania 1,5 godziny; granice P-F nadal bardzo ostre (wrażne). Na niektórych odcinkach granic, ziarna (płytki, pasemka) cementytu stają się nieco grubsze niż podobne ziarna wewnątrz obszaru perlitycznego. Ziarna te ułożone są wzdłuż (rys. 1) lub ukośnie w stosunku do granicy P-F (rys. 2). Na pewnych odcinkach granic, ziarna cementytu przyjmują kształt sferoidalny.

Czas wyżarzania 3 godziny; w niektórych odcinkach granic P-F pojawiają się granice między ziarnami ferrytu F-F (rys. 3). Na innych odcinkach granicę P-F wyznacza szereg sferoidalnych ziaren cementytu (rys. 4) natomiast nie uwidacznia się granica F-F. Ziarna cementytu na granicy P-F stają się większe niż po wyżarzeniu w czasie 1,5 godziny. W miejscu styku trzech granic F-P-F tworzą się duże ziarna cementytu o kształcie zbliżonym do trójkątnego (rys. 5).

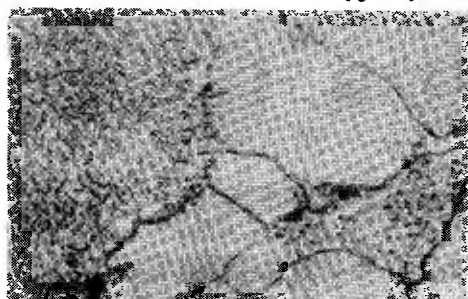
Czas wyżarzania 6 godzin; wyraźniej niż poprzednio stwierdza się, że niektóre odcinki granicy P-F stają się granicami F-F (rys. 6). Podobnie na innych odcinkach, gdzie brak jest granicy F-F, granicę P-F wyznacza jedynie szereg dużych ziaren cementytu (rys. 7). Ziarna cementytu na granicy P-F są większe niż poprzednio i ułożone są wzdłuż granic lub skośnie do nich (rys. 7).



Rys. 5. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–3 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



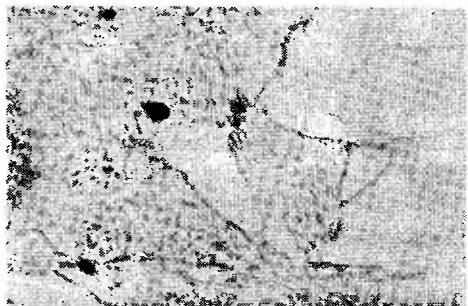
Rys. 6. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–6 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



Rys. 7. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–6 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



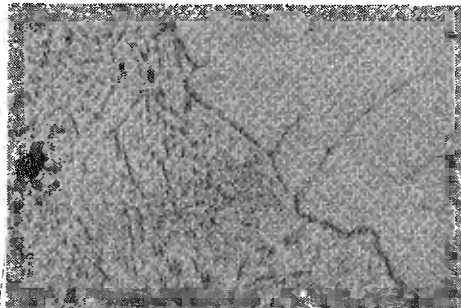
Rys. 8. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–12 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



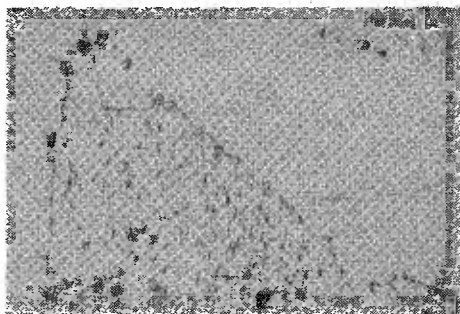
Rys. 9. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–12 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

Czas wyżarzania 12 godzin; zjawiska obserwowane poprzednio są wyraźniejsze. Wyraźniej zaznaczają się granice F-F na granicy P-F (rys. 8). Ziarna cementytu na granicy P-F są jeszcze większe i ułożone wzdłuż (rys. 6) lub skośnie do granicy P-F (rys. 9). Niektóre granice zaznaczone jedynie szeregiem dużych ziaren cementytu (rys. 10).

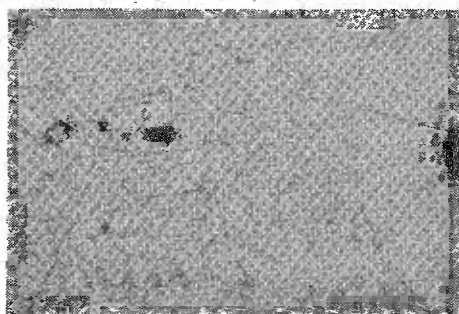
Czas wyżarzania 24 godzin; ziarna na granicach P-F są bardzo duże (rys. 11) lub o wielkości podobnej jak w obszarach kolonii perlitycznych (rys. 12, 13). Ziarna duże mają kształt sferoidalny (rys. 11) lub wydłużony (rys. 14). Ziarna wydłużone mogą być ułożone wzdłuż lub skośnie do granic P-F (rys. 13, 14).



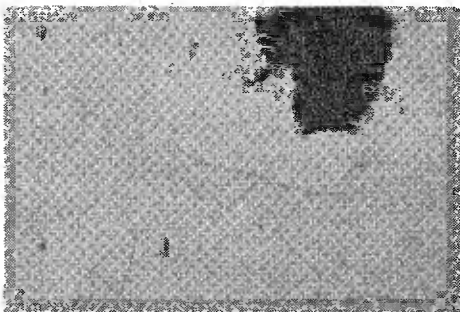
Rys. 10. 1323 K—24 godz. (piec) 983 K—12 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



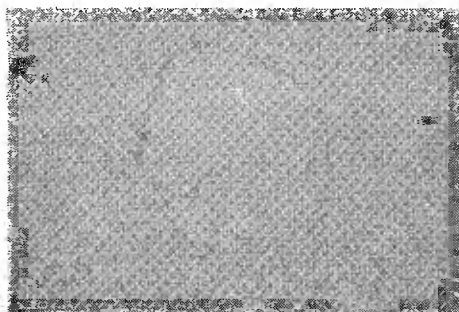
Rys. 11. 1323 K—24 godz. (piec) 983 K—24 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 . Pow. 1000x



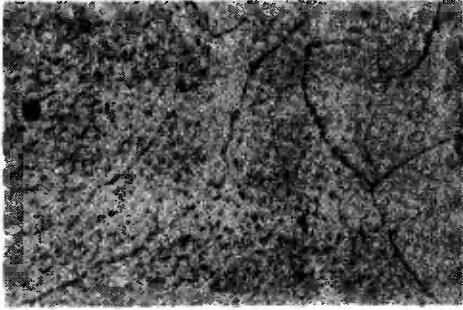
Rys. 12. 1323 K—24 godz. (piec) 983 K—24 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



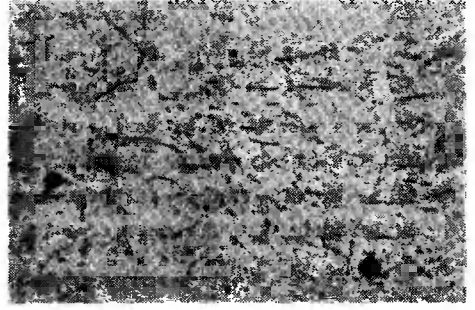
Rys. 13. 1323 K—24 godz. (piec) 983 K—24 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



Rys. 14. 1323 K—24 godz. (piec) 983 K—24 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

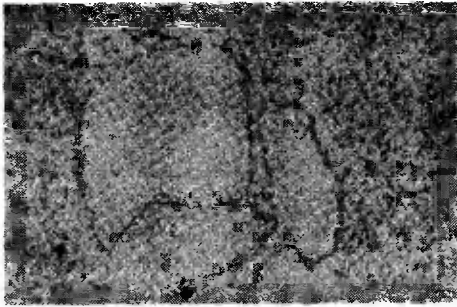


Rys. 15. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–48 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 . Pow. 1000x

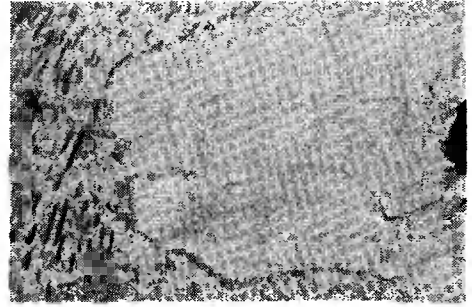


Rys. 16. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–48 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

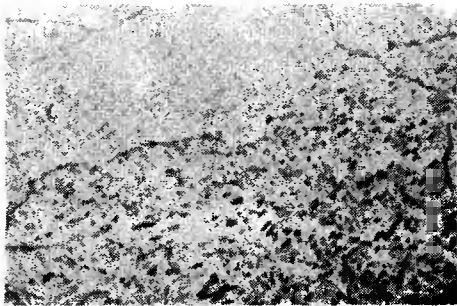
Czas wyżarzania 48 godzin; niektóre kolonie perlityczne pozbawione są granic F-F (rys. 15). Inne granice, aczkolwiek pozbawione granic F-F jednak wyznaczone są szeregowo ułożonymi sferoidalnymi lub wydłużonymi dużymi ziarnami (rys. 16). Niektóre odcinki granic są typowymi szerokokątnymi granicami F-F (rys. 15). Ziarna na granicach są zwykle wielokrotnie większe niż ziarna cementytu wewnątrz kolonii perlitycznych (rys. 17, 18). Ułożenie ziaren cementytu na granicy P-F jest wzdłużne lub skośne.



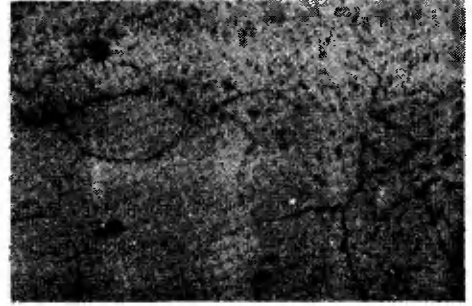
Rys. 17. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–48 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



Rys. 18. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–48 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

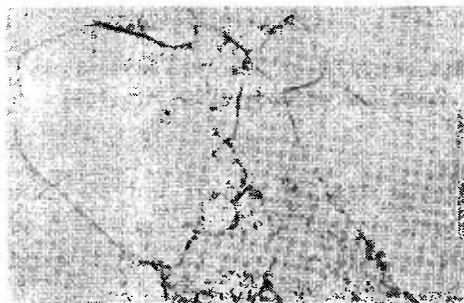


Rys. 19. 1323 K–6 godz. (piec) 983 K–48 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

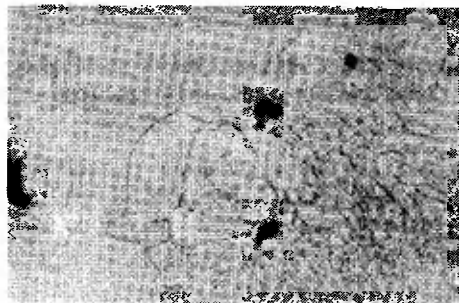


Rys. 20. 1323 K–6 godz. (piec) 983 K–48 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

Podobne zmiany zaobserwowano na próbkach żeliwa wyżarzonego w pierwszym zabiegu przez 6 godzin. Różnice polegały na tym, że więcej odcinków granic P-F posiadało ziarna cementytu nie różniące się kształtem i wielkością od ziaren wewnątrz kolonii perlitycznych (rys. 19), mniej było dużych wzdłużnych względnie sferoidalnych ziaren cementytu na granicach P-F i ziarna te znajdowały się w większych od siebie odległościach (rys. 20). Szeregi ziaren cementytu wyznaczające granice P-F przy braku granic F-F były mniej gęste (rys. 21, 22), niektóre odcinki granic P-F nie były wyznaczone, ani granicami F-F, ani też szeregiem ziaren cementytu (rys. 20).



Rys. 21. 1323 K–6 godz. (piec) 983 K–12 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow.1000 x.

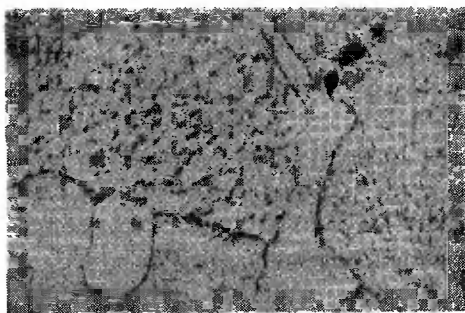


Rys. 22. 1323 K–6 godz. (piec) 983 K–12 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

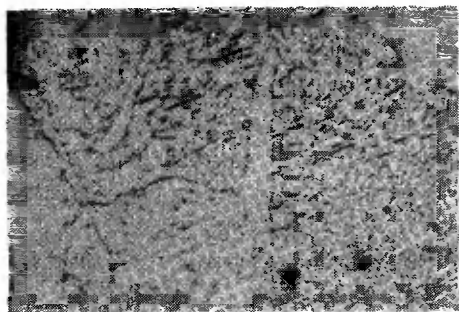
3.2. Perlit

Obszary perlitu ulegają w trakcie wyżarzania znacznym zmianom. Po wyżarzeniu w pierwszym zabiegu przez 24 godziny perlit łatwo i szybko trawi się. Poszczególne kolonie wykazują różny stopień dyspersji, przy czym często kolonie wykazują dyspersję większą od zdolności rozdzielczej obiektywu HI100x. W miarę przedłużania czasu wyżarzania perlit trawi się coraz trudniej, płytkowa budowa perlitu staje się widoczna we wszystkich koloniach perlitycznych. Sprawia to wrażenie zmniejszania się dyspersji perlitu. Dłuższe wyżarzanie wywołuje grafityzację i sferoidyzację cementytu. Na obszarze perlitu pojawiają się drobne wydzielения grafitowe, które przyjmują po 48 godzinach formę zwartą, niekulistą (rys. 23). Płytki cementytu dzielą się, przyjmując początkowo formę przecinków a następnie mniej lub więcej prawidłowych kulek. Jednocześnie niektóre płytki zanikają (grafityzacja) co powoduje wzrost odległości między poszczególnymi płytkami.

W miarę upływu czasu wyżarzania na obszarze perlitu pojawia się coraz więcej linii, które są granicami kolonii perlitycznych (rys. 24). Linie te po długim czasie wyżarzania stają się granicami obszarów mieszaniny ferrytu i cementytu. W trakcie wyżarzania (po 12 godzinach) w poszczególnych koloniach perlitu wykazujących już znaczny ubytek cementytu pojawiają się liczne subgranice. Po 48 godzinach wyżarzania ilość subgranicy maleje.



Rys. 23. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–48 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

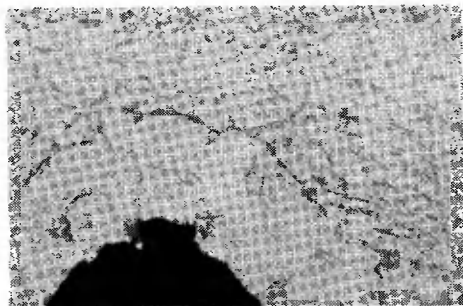


Rys. 24. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–6 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

Na granicach kolonii perlitu ziarna cementytu stają się w miarę upływu czasu wyżarzania coraz większe i przyjmują szybko formę sferoidalną. Ziarna te są większe od ziaren cementytu wewnątrz kolonii, jednak są kilkakrotnie mniejsze od dużych ziaren cementytu tworzących się na granicy P-F (rys. 25).

Zarówno w stanie początkowym, w trakcie, jak też pod koniec wyżarzania, cementyt jest równomiernie rozłożony w całym obszarze perlitu.

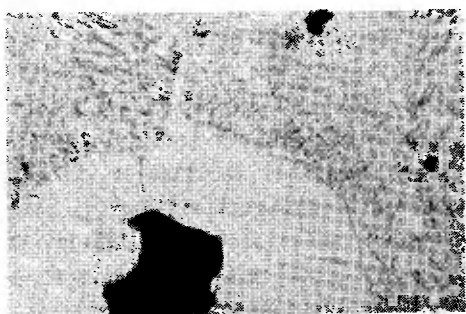
Przebieg zmian w perlicie w próbach wyżarzonych w pierwszym zabiegu przez 6 godzin jest podobny do opisanego wyżej. Istotną różnicą jest mniejsza równomierność rozłożenia cementytu w perlicie. Ilość cementytu w pobliżu granic P-F jest mniejsza i rośnie w środku obszarów perlitycznych (rys. 21). Niejednorodność zaciemnienia obszarów perlitu obserwowano już na próbce w stanie początkowym: nasila się po wyżarzaniu w czasie 1,5 godziny, natomiast po dłuższych czasach wyżarzania maleje, jednak zauważalna jest nawet po 48 godzinach wyżarzania przy małych powiększeniach.



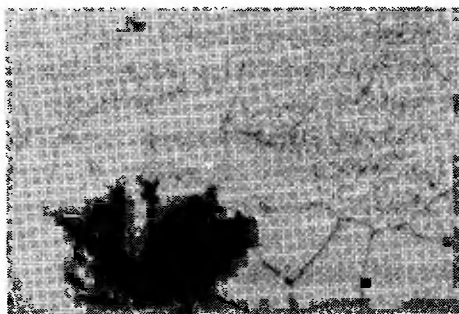
Rys. 25. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–48 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

3.3. Ferryt

Obszary ferrytu w trakcie wyżarzania ulegają nieznacznym zmianom. Na granicach ziaren ferrytu pojawiają się w czasie wyżarzania wydzielения cementytu. Początkowo są małe i znajdują się blisko obszarów perlitycznych (rys. 26). W miarę upływu czasu stają się coraz większe (rys. 27, 28, 14, 17) i znajdują się na coraz dalszych odległościach od granicy P-F.



Rys. 26. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–3 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.



Rys. 27. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–6 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

Omawiane ziarna cementytu mają najczęściej kształt wydłużony lub zbliżony do trójkątnego jeżeli występują na wierzchołku trzech granic ferrytu. Jednak spotyka się, wprawdzie bardzo rzadko, ziarna ułożone skośnie do granicy, (rys. 7).

Na próbkach wyżarzonych w pierwszym zabiegu przez 6 godzin nie obserwuje się zmian w ferrycie. W nielicznych jedynie przypadkach obserwowano pojawienie się na granicach ferrytu ziaren cementytu.

W obu rodzajach prób obserwuje się zmianę wielkości ziaren ferrytu. W miarę przebiegu wyżarzania ziarna rosną kosztem ziaren małych.

Badania dla określenia ilości perlitu wykazały, że dla obydwu rodzajów prób obszar zajmowany przez perlit nie ulegał zmniejszeniu. Był taki sam dla struktury otrzymanej po wyżarzaniu w pierwszym zabiegu jak też dla struktur otrzymanych po każdym czasie wyżarzania w temperaturze podkrytycznej.



Ryc. 28. 1323 K–24 godz. (piec) 983 K–12 godz.
Zgład traw. alk. roztw. HNO_3 Pow. 1000 x.

4. OPRACOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Wynik badania ilościowego struktury żelwa sferoidalnego wykazał, że zarówno po ujednorodnieniu przez 6 godzin, jak też wzajemny stosunek perlitu i ferrytu nie ulegał zmianie mimo wyżarzania w temperaturze podkrytycznej do 48 godzin. Należy jednakże od razu wyjaśnić, że pojęcia „perlit” nie można w tym przypadku rozumieć jednoznacznie. Jeżeli mieszaninę płytkowego ferrytu i cementytu otrzymaną w żelowie po pierwszym zabiegu można określić tym mianem, to mieszaninę sferoidalnego lub prawie sferoidalnego cementytu na tle ferrytu, jaką osiąga poprzednia mieszanina już po kilku godzinach wyżarzania w temperaturze podkrytycznej, należy określić mianem struktury ferrytyczno-cementytowej [2].

Struktura ta nie odpowiada perlitowi nie tylko kształtem ziaren składników ale również, co jest istotniejsze, stosunkiem objętościowym ferrytu do cementytu [3]. Wynik ilościowego badania struktury wskazuje na znaczny stopień ujednorodnienia obu rodzajów prób.

Jednakże badania mikroskopowe wykazują, że stopień ujednorodnienia jest różny. Fakt powstawania na granicy P-F dużych ziaren cementytu wskazuje na istnienie gradientów niejednorodności chemicznej w obszarach perlitycznych. Z drugiej strony zatrzymywanie się dyfundujących z perlitu atomów węgla i wydzielanie się ich na ziarnach cementytu, leżących na granicy P-F świadczy o tym, że więcej atomów węgla dochodzi do tej granicy a mniej odchodzi do wydzieleni grafitowych, przez ferryt.

Ferryt więc stanowi zaporę dla dyfundujących atomów węgla. Należy sądzić, że przyczyną tego jest z jednej strony znacznie mniejszy gradient niejednorodności chemicznej w ferrycie, z drugiej zaś, mniejsza gęstość wad struktury ferrytu swobodnego w stosunku do ferrytu w perlicie.

Za tymi tezami przemawia fakt wystąpienia różnicy w ilości ziaren cementytu, powstających na granicach ziaren ferrytu w czasie wyżarzania w temperaturze podkrytycznej w próbach wyżarzonych przez 6 godzin, w porównaniu do prób wyżarzonych przez 24 godziny w temperaturze 1323°K (1050°C). Otóż w próbach wyżarzonych krócej a więc mniej ujednorodnionych, większy gradient niejednorodności chemicznej sprzyja dyfuzji węgla przez ferryt, dlatego węgiel w ruchu dyfuzyjnym nie jest silnie hamowany i przechodzi do wydzieleni grafitowych. Mniej zatem tworzy się ziaren cementytu na granicach ziaren ferrytu. Stwierdzona w badaniach mikroskopowych prób wyżarzonych w pierwszym zabiegu przez 6 godzin, mniejsza ilość dużych ziaren cementytu na granicy P-F również wskazuje na mniejsze hamowanie w ferrycie ruchu atomów węgla w porównaniu z próbami wyżarzonymi przez 24 godziny. Większa niejednorodność w obszarze perlitu w próbach wyżarzonych 6 godzin w porównaniu do prób wyżarzonych 24 godziny nie budzi wątpliwości. Wskazuje na nią także różne zaciemnienie obszarów perlitu przy krótkich czasach wyżarzania i nierównomierności rozłożenia cementytu przy dłuższych czasach wyżarzania.

Fakt bardzo częstego tworzenia się na granicy ziaren ferrytu dużych wydzieleni cementytu, w próbach wyżarzonych w pierwszym zabiegu przez 24 godziny w porównaniu z próbami wyżarzonymi tylko przez 6 godzin, wskazuje nie tylko na większe trudności dyfuzji węgla w próbach pierwszych. Fakt tworzenia się ziaren cementytu na granicach ziaren ferrytu świadczy o tym, że dyfuzja węgla odbywa się głównie po granicach ziaren, jak również o tym, że w ziarnach nie ma energetycznych możliwości powstania zarodków cementytu, czyli że brak jest w nim silnych wad sieciowych.

Duże ziarna na granicy P-F powstają w wyniku koalescencji. Ich kształt a w szczególności ich ułożenie względem granicy P-F jest zależne od kierunku ułożenia płytek. Jeżeli kierunki ułożenia płytek są równoległe do granic P-F powstają wówczas ziarna wydłużone ułożone wzdłuż granic. Jeżeli natomiast kierunki te są skośne, wówczas ziarna stają się mniej wydłużone, bardziej sferoidalne i ułożone są pod różnymi kątami względem granicy P-F.

Czym jest granica P- F? Po wyżarzaniu w temperaturze nadkrytycznej i w początkowych czasach wyżarzania w temperaturze podkrytycznej granica ta jest wyraźna, ostra i jak wspomniano wyżej, stanowi barierę dla dyfuzji węgla. Nie wszystkie jednakże odcinki granic stanowią barierę o jednakowej zdolności hamowania dyfuzyjnego ruchu atomów węgla. Świadczą o tym badania wykazujące, że niektóre odcinki granic P-F nie posiadają (po długim czasie wyżarzania) dużych ziaren cementytu. Charakterystyczne jest, że takich odcinków jest więcej w próbach wyżarzonych 6 godzin aniżeli w próbach wyżarzonych 24 godziny w temperaturze nadkrytycznej. W miarę upływu czasu wyżarzania, granice P-F stają się szerokokątnymi granicami między ferrytem swobodnym a ferrytem poperlitycznym lub też nie stają się takimi granicami. W pierwszym przypadku orientacja krystalograficzna ferrytu swobodnego i ferrytu poperlitycznego różniła się znacznie, w drugim wypadku była zgodna lub różniła się nieznacznie. W drugim wypadku następuje łączenie ziaren ferrytu swobodnego i ferrytu poperlitycznego w jedno większe ziarno a dawną granicę P-F może wyznaczać łańcuch dużych ziaren cementytu lub w przypadku ich braku, pola ferrytu z mniej lub więcej równomiernie rozłożonym sferoidalnym cementytem.

Tak więc granica P-F stanowi zbiór powierzchni granicznych między ferrytem swobodnym i cementytem perlitu oraz między ferrytem swobodnym i ferrytem perlitu, przy czym w zależności od kierunków krystalograficznych ferrytu swobodnego i poperlitycznego może tworzyć lub nie tworzyć granice międzyziarnowe F-F.

Przemiany jakim ulega perlit w czasie wyżarzania świadczą o tym, że kolonie perlityczne zamieniają się w ziarna ferrytu poperlitycznego a granice kolonii w granice międzyziarnowe F- F. W obszarze ziaren ferrytu poperlitycznego obserwuje się liczne subgranice, co świadczy o licznych aczkolwiek małych różnicach w jego orientacji krystalograficznej.

5. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań oraz w oparciu o analizę wyników można sformułować następujące wnioski:

- a) struktura perlityczno-ferrytyczna jaką otrzymuje się w żeliwie sferoidalnym w rezultacie wyżarzania ujednorodniającego zachowuje stały wzajemny objętościowy stosunek mimo wyżarzania przez długi czas w temperaturze podkrytycznej;
- b) perlit w rezultacie wyżarzania w temperaturze podkrytycznej przemienia się w strukturę ferrytyczno-cementytową z cementytem o różnym stopniu sferoidyzacji i różnym, zależnym od stopnia ujednorodnienia, rozłożeniu cementytu w obszarze ferrytu;
- c) poszczególne kolonie perlityczne przemieniają się w ziarna ferrytu; granice między koloniami stają się granicami między ziarnami ferrytu;
- d) granice między ferrytem swobodnym a perlitem przemieniają się w szerokokątowe granice między ziarnami ferrytu swobodnego i ferrytu poperlitycznego lub zanikają;
- e) na granicach między ferrytem swobodnym a perlitem (P-F) tworzy się, na drodze koalescencji, w miarę upływu czasu wyżarzania, duże wydzielienia cementytu;

- f) znaczniejsze ujednorodnienie żeliwa w temperaturze nadkrytycznej powoduje powstanie na granicach ferrytu swobodnego (F-F) bardzo dużych ziaren cementytu, większych aniżeli na granicy perlit – ferryt (P-F);
- g) przy stosowaniu dla żeliwa sferoidalnego dwuzabiegowego wyżarzania należy tak dobrać skład chemiczny żeliwa i warunki wyżarzania pierwszego zabiegu, ażeby uniknąć powstania ferrytu swobodnego.

LITERATURA

1. Oleszycki H.: Badania mechanizmu sferoidyzacji cementytu eutektoidalnego w żeliwie sferoidalnym, PAN – Kraków. Metalurgia 19, 1972, str. 83.
2. Oleszycki H.: Wyżarzanie żeliwa sferoidalnego w celu uzyskania cementytu kulkowego, Przegląd Odlewnictwa, 1973, nr 4, str. 113.
3. Oleszycki H.: Istotnie żeliwo sferoidalne z cementytem kulkowym, Przegląd Odlewnictwa, 1973, nr 10, str. 332.
4. Podzucki Cz., Kalata Cz.: Metalurgia i odlewnictwo żeliwa, „Śląsk”. Katowice, 1973/1.
5. Praca zbiorowa pod redakcją Stauba F.: Atlas metalograficzny struktur. Stal. WNT, Warszawa, 1964.
6. Psariew W.I., Korobij O.I.: Wlijanje sostojanija twiordowo roztwora na kinetiku procesa koagulacji i dispersnost karbidnoj fazy. Izv. W. Ucz. Z. Cz. Miet. T. 5, 1962, nr 12, str. 103.
7. Ryś J.: Wstęp do metalografii ilościowej. ”Śląsk”, Katowice, 1970.

SPHEROIDIZATION OF CEMENTITE ON THE BORDERS OF PEARLITE AND FERRITE IN SPHEROIDAL CAST IRON

Summary

In this article there have been presented the tests results of microstructure of spheroidal cast iron annealed in two cuts. In the cast iron has been annealed in overcritical temperature and cooled in the oven, in the second one it has been annealed in subcritical temperature and cooled in air. In the tests there has been found, that the relation of pearlite spaces towards ferrite has not changed inspite annealing in subcritical temperature for 48 hours and it is the same as after the first cut.

Besides it has been discovered, that pearlite cementite undergoes a praphitization and spheroidization, whereby graphite excretions of dense form are being built on the pearlite space. On the border of pearlite and ferrite, as the time lapses, big grains of cementite are being formed on the way of coalescention. One the borders of unconstrained ferrite grains there appear as well very big cementite excretions but only in tests annealed in overcritical temperature of 24 hours.

СФЕРОИДИЗАЦИЯ ЦЕМЕНТА НА ГРАНИЦЕ ПЕРЛИТ – ФЕРРИТ В СФЕРОИДАЛЬНОМ ЧУГУНЕ

Р е з ю м е

В статье представлены результаты исследований структуры сферoidalного чугуна прокалённого на два приёма. В первом – чугун прокаливали при подкритической температуре и охлаждали на воздухе. Во время исследований у-

становлено, что отношение площадей перлита до феррита не подвергается изменениям, несмотря на прокаливание при подкритической температуре в течение 48 часов, и является таким же как после первого приёма.

Кроме того установлено, что эвтектоидный цементит подвергается графитизации и сферомдизации, причём возникает на площади перлита графитное выделение плотной формы. На рубеже перлит - феррит, по мере того как проходит время, образуются, путём коалесценции, большие зёрна цементита. Также на рубежах зёрен свободного феррита появляются очень большие выделения цементита, но только в пробах прокалённых при надкритической температуре в течение 24 часов.

Robert Sikora

Jerzy Tomaszewski

Joachim Zimniak

WPLYW WILGOTNOŚCI TKANINY NA ODPORNOŚĆ NA ODDZIERANIE POŁĄCZENIA KLEJOWEGO

W pracy przedstawiono wyniki badań laboratoryjnych wpływu wilgotności względnej tkaniny technicznej szklanej ST-31 na wytrzymałość połączenia klejowego typu metal – tkanina. Badania te przeprowadzono stosując metodę oddzierania obwodowego.

1. WPROWADZENIE I CEL PRACY

Właściwości połączeń klejowych zależą, jak wiadomo, od dużej liczby czynników zarówno konstrukcyjnych, technologicznych oraz eksploatacyjnych. Oddziaływanie tych czynników na właściwości połączeń klejowych jest oczywiście zróżnicowane; jedne oddziałują w sposób istotny, inne – mniej istotny, oddziaływanie jeszcze innych można pominąć. Wpływ niektórych czynników na właściwości połączeń jest już dość dobrze poznany w sensie jakościowym i ilościowym, np. znana jest zależność pomiędzy długością zakładki połączenia klejowego a jego nośnością w przypadku materiałów konwencjonalnych. Wpływ innych czynników nie jest tak dobrze poznany, np. występuje wiele niejasności w zakresie zależności pomiędzy parametrami wiązania kleju a właściwościami połączenia.

W połączeniach klejowych: metal – tkanina coraz częściej stosowanych w praktyce wydaje się ważna, z naukowego i użytecznego punktu widzenia, zależność pomiędzy wilgotnością tkaniny użytej do połączenia a jego właściwościami. W warunkach produkcyjnych bowiem tkaniny przechowywane są (magazynowane) w różnych warunkach klimatycznych, a zatem w różnej wilgotności. W dostępnej literaturze brak jest wiadomości na temat wpływu wilgotności tkaniny na właściwości połączenia klejowego: metal – tkanina.

Połączenia klejowe metali z tkaninami, występujące w elementach maszyn, pracują najczęściej na oddzieranie i ścinanie. Udział oddzierania jest częstokroć bardzo duży, mimo dążenia (głównie sposobami konstrukcyjnymi) do tego, aby połączenia były narażone na nie w jak najmniejszym stopniu. Biorąc poza tym pod uwagę fakt, iż wytrzymałość i odporność na oddzieranie jest stosunkowo mała dla aktualnie znanych klejów, w pracy postanowiono skupić się na oddzieraniu.

Na podstawie literatury i prac rozpoznawczych ustalono cel pracy, który obejmuje:

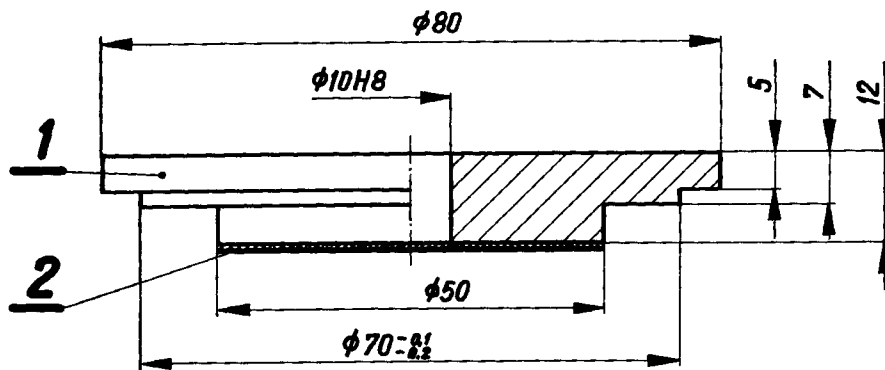
- 1) próbę określenia zależności między wilgotnością tkaniny technicznej szklanej w czasie procesu klejenia a odpornością na oddzieranie połączenia klejowego: metal – tkanina,

- 2) naświetlenie niektórych aspektów mechanizmu oddziaływania wilgotności tkaniny technicznej szklanej podczas wykonywania połączenia klejowego na odporność na oddzieranie.

WARUNKI I METODYKA BADAŃ

Aby osiągnąć podany cel pracy postanowiono przeprowadzić odpowiednie badania laboratoryjne o charakterze wytrzymałościowym. Spośród znanych w literaturze metod oddzierania połączeń klejowych wydaje się właściwa, w związku z charakterem niniejszej pracy, metoda oddzierania obwodowego [2, 3]. Metoda ta odtwarza w zadowalającym stopniu rzeczywiste warunki oddzierania, często występujące w praktycznym stosowaniu połączeń klejowych typu metal – tkanina [1, 3].

Próbka do badań oddzierania obwodowego, wywołanego siłą skupioną składa się z dwu elementów: kołowej tarczy metalowej ze współosiowym otworem kołowym i przyklejonej do niej nakładki z tkaniny. Kształt i wymiary próbek używanych do badań pokazano na rys. 1.

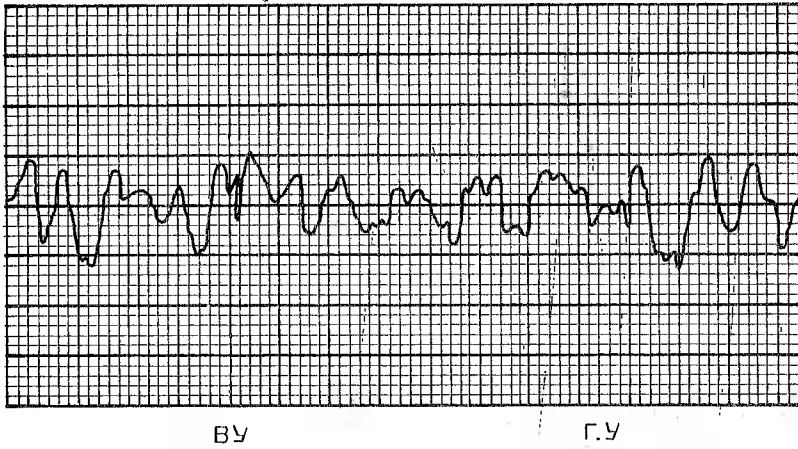


Rys. 1. Kształt i wymiary próbki do badań oddzierania obwodowego 1—tarcza metalowa, 2—nakładka

Rys. 2. Fragment profilogramu powierzchni roboczej tarczy przygotowanej do powlekania klejem, wykonany na profilografometrze produkcji ZSRR, powiększenie pionowe 2000 X poziome 80 X

Powierzchnię roboczą tarczy obrabiano za pomocą skrawania, tj. toczone na tokarce w warunkach obróbki wykańczającej, a następnie chropowacono płótnem ściernym w celu uzyskania 7 klasy chropowatości (według PN-58/M-04251) oraz izotropowej struktury stereometrycznej powierzchni roboczej. Następnie zmywano ją trójchloroetylenem (według atestu zgodnym z BN-65/6191-32). Przykład profilogramu powierzchni roboczej tarczy, przygotowanej do powlekania klejem, pokazano na rys. 2.

Wykroje z tkaniny technicznej szklanej 2072-330-43/ST31-110 (oznaczenie według BN-70/6859-03) wkładano do termosów o pojemności 0,4 l (wykonanych zgodnie z PN-70/A-13001) i umieszczano w komorze klimatyzowanej, firmy Vötscha typ VK II



Rys. 2. Fragment profilogramu powierzchni roboczej tarczy przygotowanej do powlekania klejem, wykonany na profilografometrze produkcji ZSRR, powiększenie pionowe 2000 X poziome 80 X



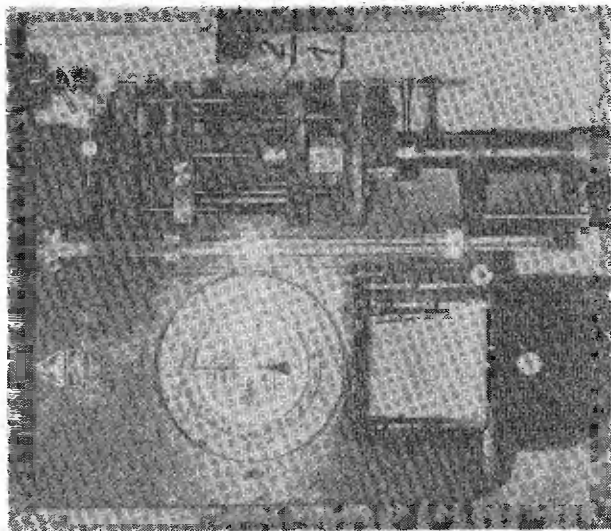
Rys. 3. Komora klimatyzowana z umieszczonymi wewnątrz termosami, w których przetrzymywano nakładki z tkaniny ST31

08/600. Rodzaj tkaniny wybrano kierując się danymi z literatury oraz tym, że jest to tkanina powszechnie stosowana do połączeń klejowych: metal – tkanina. Otwarte termosy przetrzymywano w czasie 24 godzin w ustalonej wilgotności względnej dla danej partii próbek (w zakresie $36 \div 98\%$), przy stałej temperaturze wynoszącej $20 \pm 0,5^\circ\text{C}$. Na rys. 3 pokazano fragment komory klimatyzowanej w czasie przetrzymywania w niej wykrojów z tkaniny.

Po przygotowaniu tarcz i nakładek oraz sporządzeniu kleju XE5/Z-1/10:1* niezwłocznie powlecano powierzchnię roboczą tarczy klejem i przykładano do niej wyjęty z termosu wykroj z tkaniny. Z kolei dociskano tkaninę do powierzchni tarczy i przesy-cano klejem, uderzając dość energicznie o jej powierzchnię młoteczką o masie 30 g, wykonanym z gumy o twardości 65°Sh .

Następnie przeprowadzono dwustopniowe utwardzanie kleju: 16 godzin w temperaturze $20 \pm 2^\circ\text{C}$ i dodatkowo 8 godzin w temperaturze $80 \pm 2^\circ\text{C}$. Po utwardzeniu obcinano występujące części nakładki oraz próbki oczyszczano ostrożnie z wycieków kleju w taki sposób, aby nie uszkodzić utwardzonego połączenia klejowego. Otwór w próbce oczyszczono ze szczególną ostrożnością za pomocą rozwiertaka do otworów z zeszlifowaną stożkową częścią wprowadzającą.

Do badań stosowano maszynę wytrzymałościową typu FM 1000 produkcji NRD o napędzie mechanicznym z możliwością regulacji prędkości posuwu uchwytu i wyposa-



Rys. 4. Maszyna wytrzymałościowa z zamocowanym przyrządem do badań odziderania obwodowego 1 – pierścien oporowy z próbka, 2 – trzpień oddzierający

* Klej składający się z żywicy Epidian 5 i utwardzacza Z-1 zmieszanych ze sobą w stosunku masowym 10:1. Oznaczenie według propozycji przedstawionej w literaturze [1].

żoną w urządzenie rejestrujące przebieg oddzierania. W czasie badań wykorzystywano zakres pomiarowy siłomierza maszyny wytrzymałościowej $0 \div 500$ kG o działce elementarnej 1 kG. Oddzieranie przeprowadzano w przyrządzie wykonanym ze stali 55, który składał się z pierścienia oporowego i trzpienia oddzierającego. W celu przeprowadzenia oddzierania obwodowego, próbkę umieszczano na pierścieniu oporowym a trzpień oddzierający zamocowano w uchwycie maszyny wytrzymałościowej (rys. 4).

Następnie doprowadzono do umieszczenia końca trzpienia w otworze próbki i wywierano nań stopniowo siłę w sposób ciągły, przy prędkości posuwu uchwytu wynoszącej 30 mm/min, aż do oddarcia nakładki z powierzchni próbki.

Oddzieranie obwodowe charakteryzuje się stosunkowo dużym rozrzutem wyników poszczególnych prób w serii [2, 3]. Za wynik przyjęto średnią arytmetyczną wartość siły oddzierającej, którą obliczano z dziewięciu wykonanych prób. W celu oszacowania rozrzutu otrzymanych wyników obliczano ocenę odchylenia średniego s według wzoru:

$$s = \sqrt{\frac{\sum(R'_n - \bar{R}_n)^2}{n-1}}$$

gdzie:

- R'_n – wyniki poszczególnych prób
- \bar{R}_n – średnia arytmetyczna wyników prób
- n – ilość wykonywanych prób i ocenę rozrzutu zapisano w postaci ułamka

$$\frac{R_n \pm s}{R_n \max - R_n \min}$$

gdzie:

- $R_n \max$ – maksymalna wartość siły oddzierającej
- $R_n \min$ – minimalna wartość siły oddzierającej.

3. WYNIKI PRZEPROWADZONYCH BADAŃ

Badania przeprowadzono przy użyciu tarcz wykonanych z dwóch gatunków materiału szeroko stosowanych w połączeniach klejowych: metal – tkanina;

- odlewniczego stopu aluminium AK9 według PN-70/H-88027,
- żeliwa szarego Ż120 według PN-63/H-83101.

Metodyka i warunki badań dla próbek z obu gatunków materiału były jednakowe, podane wyżej. Wyniki oddzierania obwodowego dla pierwszego przypadku przedstawiono w tabl. 1, natomiast dla drugiego – w tabl. 2.

Zależność odporności na oddzieranie obwodowe R_n od wilgotności względnej φ tkaniny technicznej szklanej ST31* dla pierwszego przypadku podano na rys. 5, natomiast dla drugiego – na rys. 6.

* Ze względów praktycznych często używa się skróconego symbolu tkaniny szklanej 2072-330-43/ST31-110, a mianowicie ST31.

Tablica 1

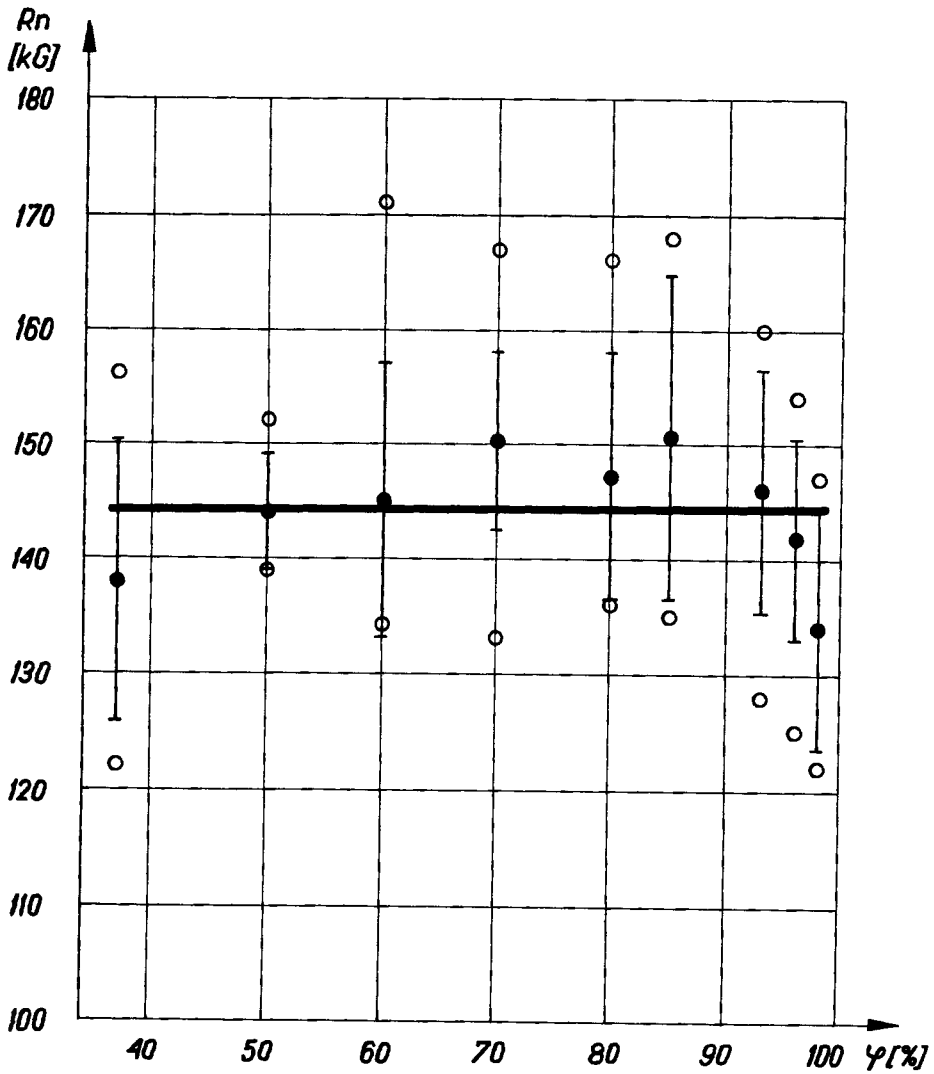
Wyniki badań zależności odporności na oddzieranie obwodowe R_n od wilgotności względnej φ tkaniny szklanej ST31 w połączeniu klejowym ze stopem AK9

Wilgotność względna tkaniny %	Średnia arytmetyczna \bar{R}_n kG	Ocena odchylenia średniego s kG	Wartość siły oddzierającej		Ocena rozrzutu $\frac{R_n \pm s}{R_n \max - R_n \min}$
			maksymalna $R_n \max$ kG	minimalna $R_n \min$ kG	
37	138,2	12,0	156	122	$\frac{138,2 \pm 12,0}{156 - 122}$
50	144,2	4,6	152	139	$\frac{144,2 \pm 4,6}{152 - 139}$
60	145,1	11,9	171	134	$\frac{145,1 \pm 11,9}{171 - 134}$
70	150,3	7,8	167	143	$\frac{150,3 \pm 7,8}{167 - 143}$
80	147,3	10,7	166	136	$\frac{147,3 \pm 10,7}{166 - 136}$
85	150,7	14,0	168	135	$\frac{150,7 \pm 14,0}{168 - 135}$
93	146,8	10,5	160	128	$\frac{146,8 \pm 10,5}{160 - 128}$
96	141,7	8,7	154	125	$\frac{141,7 \pm 8,7}{154 - 125}$
98	135,7	10,4	147	122	$\frac{135,7 \pm 10,4}{147 - 122}$

Tablica 2

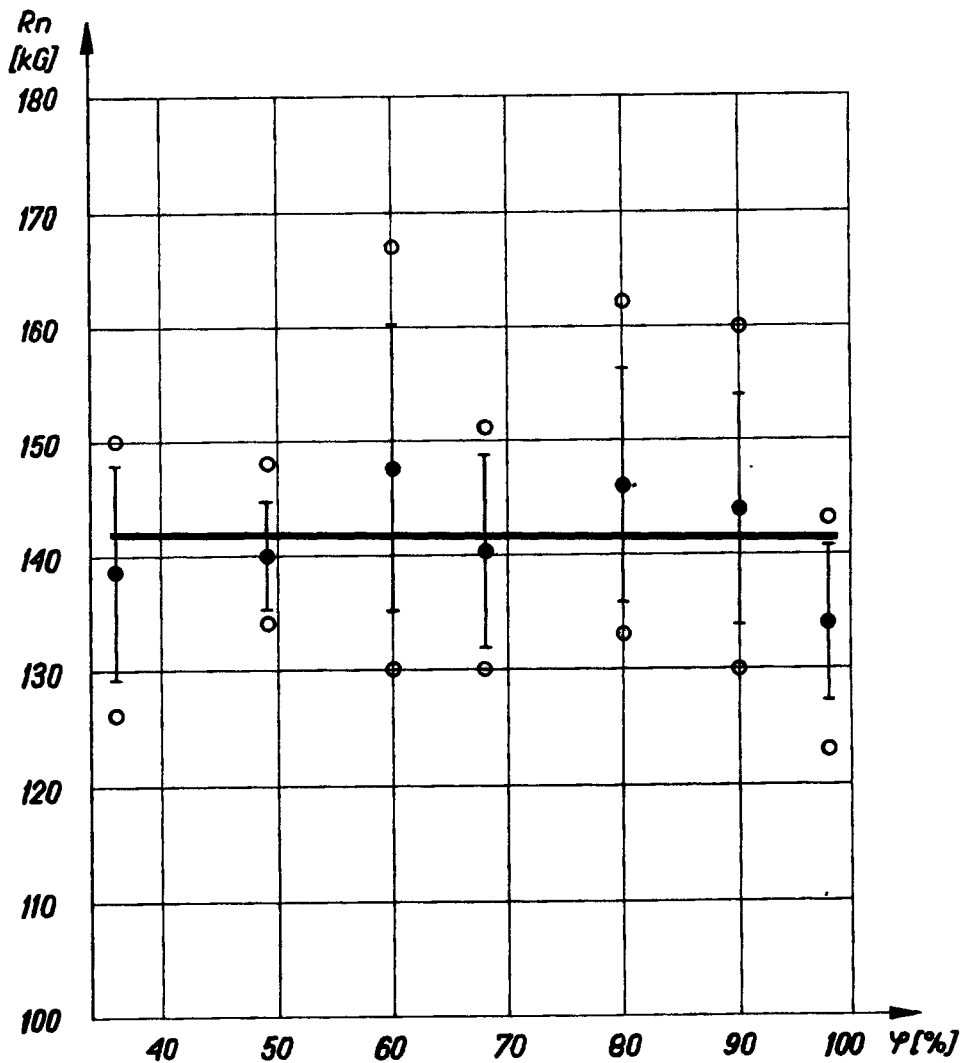
Wyniki badań zależności odporności na oddzieranie obwodowe R_n od wilgotności względnej φ tkaniny szklanej ST31 w połączeniu klejowym z żeliwem Ż120

Wilgotność względna tkaniny %	Średnia arytmetyczna \bar{R}_n kG	Ocena odchylenia średniego s kG	Wartość siły oddzierającej		Ocena rozrzutu $\frac{R_n \pm s}{R_n \max - R_n \min}$
			maksymalna $R_n \max$ kG	minimalna $R_n \min$ kG	
36	138,5	9,2	150	126	$\frac{138,5 \pm 9,2}{150 - 126}$
49	140,0	4,6	148	134	$\frac{140,0 \pm 4,6}{148 - 134}$
60	147,5	12,5	167	130	$\frac{147,5 \pm 12,5}{167 - 130}$
68	140,3	8,3	151	130	$\frac{140,0 \pm 8,3}{151 - 130}$
80	146,0	10,2	162	133	$\frac{146,0 \pm 10,2}{162 - 133}$
90	143,8	9,9	160	130	$\frac{143,8 \pm 9,9}{160 - 130}$
98	134,2	6,8	143	123	$\frac{134,2 \pm 6,8}{143 - 123}$



Rys. 5. Zależności odporności na oddzianie obwodowe R_n od wilgotności względnej tkaniny szklanej ST31 w połączeniu klejowym ze stopem AK9

- — oznacza średnie arytmetyczne
- — maksymalne i minimalne wyniki, odcinki z obu stron średniej arytmetycznej oznaczają odchylenia średnie



Rys. 6. Zależności odporności na oddzieranie obwodowe R_n od wilgotności względnej tkaniny szklanej ST31 w połączeniu klejowym z żeliwem Ż120

- – oznacza średnie arytmetyczne
- – maksymalne i minimalne wyniki, odcinki z obu stron średniej arytmetycznej oznaczają odchylenia średnie

Tablica 3

Wyniki analizy istotności wpływu wilgotności względnej tkaniny na odporność na oddzieranie obwodowe

Rodzaj wariacji	Suma kwadratów		Ilość stopni swobody		Wariancje		Prawdopodobieństwo 0,05 wartości F				
	Zależność	Wartość	Zależność	Wartość	Zależność	Wartość	Rodzaj materiału tarczy				
		dla AK9		dla Ż120		dla AK9	dla Ż120	Fobl.	Ftabl.	Fobl.	Ftabl.
Ogólna	$S = \sum_{i=1}^{p \cdot n} (R_{ni} - \bar{R}_n)^2$	8572,5	$p \cdot n - 1$	71	$S^2 = \frac{S}{p \cdot n - 1}$	120,73	165,81	1,94	2,93	1,02	3,66
Według czynników	$S_f = n \sum_{p-1}^p (R_{ni} - \bar{R}_n)^2$	1734,08	$p - 1$	8	$S_f^2 = \frac{S_f}{p - 1}$	216,76	169,25	1,94	2,93	1,02	3,66
Resztowa	$S_e = S - S_f$	6838,8	$p(n - 1)$	63	$S_e = \frac{S_e}{p(n - 1)}$	108,53	108,53				

Analiza wstępna otrzymanych wyników wykazała, że w zakresie badanej wilgotności względnej tkaniny szklanej, wpływ wilgotności na odporność na oddzieranie obwodowe wydaje się bardzo mały. Wyniki analizy statystycznej istotności wpływu wilgotności względnej tkaniny szklanej na odporność na oddzieranie obwodowe, dla prawdopodobieństwa 0,05 wartości F, przedstawiono w tabl. 3. Wobec $F_{obl.} < F_{tabl.}$ [4] wpływ wilgotności względnej tkaniny technicznej szklanej na odporność na oddzieranie obwodowe R_n należy uważać za nieistotny.

Z kolei postanowiono przeprowadzić aproksymację liniową metodą najmniejszych kwadratów. Przyjęto postać funkcji $R_n = f(\varphi)$

$$R_n = a + b \cdot \varphi$$

$$a = \frac{\sum \varphi^2 \cdot \sum R'_n - (\sum \varphi \cdot R'_n) \sum \varphi}{p \sum \varphi^2 - (\sum \varphi)^2}$$

$$b = \frac{p(\sum \varphi \cdot R'_n) - \sum \varphi \cdot \sum R'_n}{p \sum \varphi^2 - (\sum \varphi)^2}$$

Zatem, po podstawieniu danych liczbowych i wykonaniu obliczeń, równanie prostej dla tarcz wykonanych z odlewniczego stopu aluminium AK9 ma postać:

$$R_n = 144,262 + 0,003 \cdot \varphi \quad \text{kG}$$

natomiast dla tarcz wykonanych z żeliwa Ż120 ma postać:

$$R_n = 142,031 + 0,001 \cdot \varphi \quad \text{kG}$$

Odchylenia wartości obliczonych podanymi zależnościami od wartości średnich arytmetycznych pomiarów nie przekraczają:

- dla tarcz wykonanych ze stopu AK9 $\pm 8,4\%$
- dla tarcz wykonanych z żeliwa Ż120 $\pm 8,6\%$.

Mechanizm tworzenia się połączenia klejowego nie jest dotąd jednoznacznie wyjaśniony. Brak jest zgodności co do wpływu zjawisk fizykochemicznych zachodzących w czasie wykonywania połączenia klejowego na jego właściwości. W warunkach produkcyjnych powstawania połączenia klejowego złożoność wpływu poszczególnych zjawisk jest jeszcze większa.

Analiza mechanizmu oddziaływania wilgotności tkaniny szklanej podczas wykonywania połączenia klejowego, w warunkach przeprowadzonych badań, pozwala na następujące spostrzeżenia. Odporność na oddzieranie obwodowe niewątpliwie wzrasta w przypadku, gdy między włóknem szklanym a utwardzonym klejem znajduje się warstewka elastyczna. Rolę tę spełnia warstwa preparacji włókien, której składniki powodują najprawdopodobniej zarówno rozpuszczenie jak i chłonięcie wody zaadsorbowanej na powierzchni tkaniny szklanej. Nadmierna ilość wody, obok efektu uelastyczniającego, powoduje zmniejszenie adhezji utwardzonego kleju do powierzchni tarczy próbki, co zauważono podczas obserwacji powierzchni zniszczonych próbek.

Przeprowadzono również badania zależności odporności na oddzieranie obwodowe wilgotności względnej φ tkaniny szklanej ST31 dla wartości φ poniżej 36% i powy-

żej 98%. Wyników nie ujęto w tablicach i na rysunkach, nie poddano ich też szczególnej analizie, bowiem możliwości techniczne komory klimatyzowanej i warunki wykonywanych badań nie gwarantowały żądanej wysokiej stabilności wartości wilgotności tkaniny. Pomimo tego można wstępnie wnioskować, że w zakresach $\varphi < 36\%$ i $\varphi > 98\%$ obserwuje się wyraźny i znaczny spadek odporności na oddzieranie obwodowe, co dotyczy szczególnie wartości wilgotności powyżej 98%.

4. ZAKOŃCZENIE I WNIOSKI

Biorąc pod uwagę całość niniejszej pracy oraz wiadomości z literatury można przedstawić następujące wnioski:

- odporność na oddzieranie obwodowe R_n połączenia klejowego od wilgotności względnej φ tkaniny technicznej szklanej ST31 podczas wykonywania połączenia klejowego nie zależy w sposób istotny od wilgotności względnej tkaniny w zakresie $36\% < \varphi < 98\%$.
- zależność odporności na oddzieranie obwodowe R_n od wilgotności względnej ($36\% < \varphi < 98\%$) tkaniny technicznej szklanej można ująć w postaci:

$$R_n = A \pm s \quad \text{kg}$$

gdzie:

A – wartość stała zależna głównie od rodzaju materiału klejonego z tkaniną, rodzaju tkaniny a zwłaszcza preparacji jej włókien,
 s – ocena odchylenia średniego rozrzutu wyników prób oddzierania obwodowego ($s \ll A$).

- mechanizm oddziaływania wilgotności tkaniny szklanej podczas wykonywania połączenia klejowego na odporność na oddzieranie obwodowe jest złożony: istotne znaczenie odgrywa w nim podatność preparacji włókien na rozpuszczanie i chłonięcia wody zaadsorbowanej na powierzchni tkaniny,
- w warunkach produkcyjnych nie należy przechowywać tkanin szklanych przeznaczonych do klejenia, w pomieszczeniach o małym stopniu wilgotności (orientacyjnie $\varphi < 36\%$) lub o dużym stopniu wilgotności (orientacyjnie $\varphi > 98\%$).

Przedstawione badania wpływu wilgotności tkaniny szklanej na odporność na oddzieranie obwodowe połączenia klejowego są w pewnym stopniu badaniami o charakterze rozpoznawczym, wskazują jednak na duże znaczenie naukowe i techniczne podjętego problemu. Dalsze badania powinny głównie bliżej wyjaśnić mechanizm oddziaływania wilgotności tkaniny na odporność na oddzieranie połączenia klejowego, a przez to umożliwić lepsze sterowanie właściwościami połączeń klejowych tego typu.

LITERATURA

- Sikora R.: Tworzywa epoksydowe w naprawie maszyn. Warszawa 1971. WNT.
- Sikora R.: Ein neues Prüfverfahren für Klebverbindungen. Adhäsion 8!1971.
- Sikora R.: Badania nad wprowadzeniem niektórych tworzyw epoksydowych do naprawy maszyn.

Zeszyty Naukowe Wyższej Szkoły Inżynierskiej w Bydgoszczy nr 3, Mechanika, z. 2, Bydgoszcz, 1972.

4. Volk W.: Statystyka stosowana dla inżynierów. Warszawa 1965, WNT.

THE INFLUENCE OF GLASS FABRIC MOISTURE ON GLUED JOINT TEARING OFF RESISTANCE

Summary

The article presents laboratory tests on the influence of relative moisture content of a technical glass fabric ST-31 glued joint strength. The test were performed using a peripheral tearing off method.

ВЛИЯНИЕ ВЛАЖНОСТИ ТКАНИ НА УСТОЙЧИВОСТЬ ОТДИРАНИЯ КЛЕЕВОГО СОЕДИНЕНИЯ

Р е з ю м е

В работе представлены результаты лабораторных исследований влияния относительной влажности технической стеклянной ткани СТ-31 на прочность соединения клеем типа металл - ткань. Исследования эти проведены, применяя метод окружного отдираания.



Biblioteka Główna ATR
w Bydgoszczy

1006

Ox

19/10

1996