

B

WYŻSZA SZKOŁA INŻYNIERSKA
im. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
w Bydgoszczy



ZESZYTY NAUKOWE

Nr 10

MECHANIKA - TECHNOLOGIA

(6)

BYDGOSZCZ 1974

WYŻSZA SZKOŁA INŻYNIERSKA
im. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
w Bydgoszczy

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 10

MECHANIKA - TECHNOLOGIA

(6)



BYDGOSZCZ 1974

Wydano za zgodą Rektora
Wyższej Szkoły Inżynierskiej w Bydgoszczy

Redaktor naukowy
dr inż. Henryk Oleszycki

S P I S T R E S C I

Strona

Antoni F. Budzyński : Magnetyzm w układzie OPN a trwałość ostrza	3
Maria Kaszowska, Zenon Błażejczak : Ustalenie prawidłowego procesu wyżarzania rekrytalizującego drutów miedzianych w piecach typu PEG	11
Henryk Oleszycki : Wpływ wyżarzania dwuzabiegowego na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego	29
v Henryk Oleszycki, Stanisław Dymski, Piotr Gancarek : Obróbka mechani- czno-ciepłna stali patentowanej	55
Henryk Oleszycki, Stanisław Dymski, Marek Lisiak : Wpływ warunków wy- żarzania ujednorodniającego na twardość i strukturę osnowy perli- tycznego żeliwa sferoidalnego	75
Henryk Oleszycki, Tadeusz Zalewski-Korziuk : Wpływ jednozabiegowego i dwuzabiegowego wyżarzania żeliwa sferoidalnego na jego właściwo- ści mechaniczne	93
Krescenty Sędziński : Próba utwardzenia żywicy poliestrowej promie- nami rentgenowskimi	103
Robert Sikora : Badania możliwości regeneracji korpusów silników spa- linowych za pomocą kitowania konstrukcyjnego	115

Antoni F. Budzyński

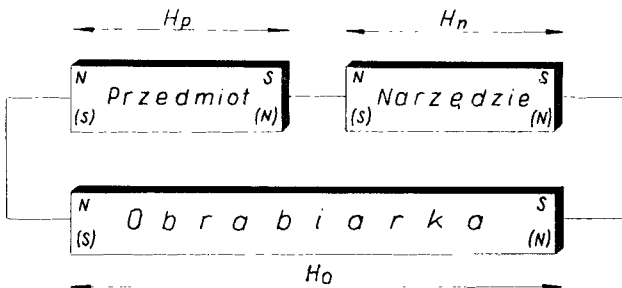
MAGNETYZM W UKŁADZIE OPN A TRWAŁOŚĆ OSTRZA

W artykule rozpatrzono układ obrabiarka-przedmiot obrabiany - narzędzie skrawające, jako obwód magnetyczny. Szczególnie zajęto się strefą skrawania w tym obwodzie, w którym wyróżniono zjawiska termomagnetyczne i galwanomagnetyczne. Ukazano możliwy wpływ tych zjawisk na trwałość ostrza.

Omówiono także badania wpływu stopnia namagnesowania noża tokarskiego na jego trwałość dla obróbki wykańczającej toczeniem.

1. Wstęp

Każdy układ OPN można rozpatrywać jako obwód magnetyczny, złożony z elementarnych magnesów stałych /rys.1/.



Rys.1. Obwód OPN przedstawiony jako obwód magnetyczny

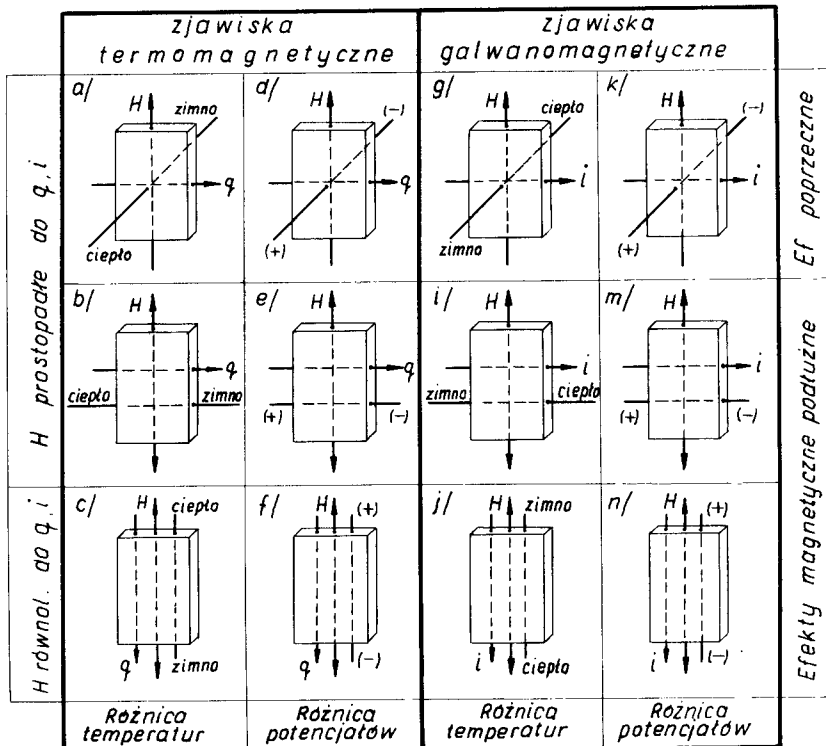
Każdy z tych magnesów może posiadać określone natężenie pola magnetycznego H . Magnesy takie stanowią np. narzędzie skrawające, przedmiot obrabiany oraz różne elementy składowe obrabiarki.

Z praktycznego punktu widzenia interesujące może okazać się stwierdzenie czy istnieje związek pomiędzy magnetyzmem narzędzia, a jego trwałością.

2. Zjawiska magnetyczne w strefie skrawania

Spośród znanych w fizyce zjawisk, które mogą występować w strefie skrawania i mieć wpływ na trwałość ostrza, można wymienić dwie następujące ich grupy /rys.2/:

- zjawiska termomagnetyczne /TM/
- zjawiska galwanomagnetyczne /GM/.



Rys.2. Zbiorcze zestawienie termomagnetycznych oraz galwanomagnetycznych zjawisk:

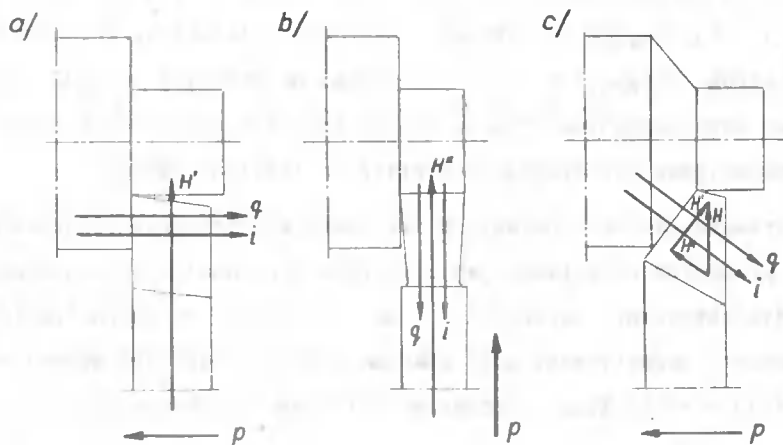
a/ pierwsze zjawisko Righiego-Leduc'a, b/ zjawisko Maggiiego-Righiego-Leduc'a, c/ zjawisko nie nazwane, d/ pierwsze zjawisko Ettingshausena-Nernsta, e/ drugie zjawisko Ettingshausena-Nernsta, f/ zjawisko nie nazwane, g/ zjawisko Ettingshausena, i/ zjawisko Nernsta, j/ zjawisko nie nazwane, k/ zjawisko Halla, m/ zjawisko nie nazwane, n/ zjawisko nie nazwane.

W każdej z tych grup zjawisk występują efekty poprzeczne oraz podłużne.

Zjawiska termomagnetyczne /TM/ występują wtedy, jeżeli na przepływający strumień ciepła q oddziałuje pole magnetyczne H . W efekcie tego oddziaływania mogą powstawać w strefie skrawania dodatkowe różnice temperatur /rys.2a,b,c/, działające korzystnie lub niekorzystnie na trwałość ostrza. Ponadto w strefie tej mogą powstawać różnice potencjałów elektrycznych, powodujące przepływ lokalnych prądów elektrycznych /rys.2d,e, f/.

Zjawiska galwanomagnetyczne /GM/ występują wówczas, jeżeli w obwodzie OPN przepływa naturalny prąd termoelektryczny "i" /2/ lub prąd wymuszony z obcego źródła, a dodatkowo na ten prąd oddziałuje pole magnetyczne. W następstwie tych oddziaływań powstają dalsze zniekształcenia temperatur w strefie skrawania /rys.2g,i,j/ oraz różnice potencjałów elektrycznych /rys.2k,m,n/, powodujące j.w. przepływ prądów elektrycznych.

Interpretacje typowo poprzecznych /H - prostopadłe do q oraz i / i podłużnych /H - równoległe do q oraz i / zjawisk TM oraz GM, występujących podczas toczenia, pokazano przykładowo na rys.3a i b.



Rys.3. Poprzeczne i podłużne zjawiska TM oraz GM występujące w czasie toczenia:

- a/ pole magnetyczne H jest prostopadłe do q oraz i ,
- b/ pole H jest równoległe do q oraz i ,
- c/ pole H rozłożono na prostopadłe i równoległe do q oraz i .

W innych przypadkach, rozkładając strumień pola magnetycznego H na składowe, można znaleźć również typowo podłużne i poprzeczne zjawiska /rys. 3c/. Należy jednak pamiętać, że przedstawione na powyższych rysunkach efekty występują nie na płaszczyźnie rysunku, ale w przestrzeni.

3. Opis i wyniki badań

Jak wykazano wyżej, zjawiska TM oraz GM mogą powodować powstawanie w strefie skrawania dodatkowych pól temperatur lub potencjałów elektrycznych, wymuszających przepływ prądów. Efekty te, być może, wpływają również na trwałość ostrza - toteż poddano je badaniom.

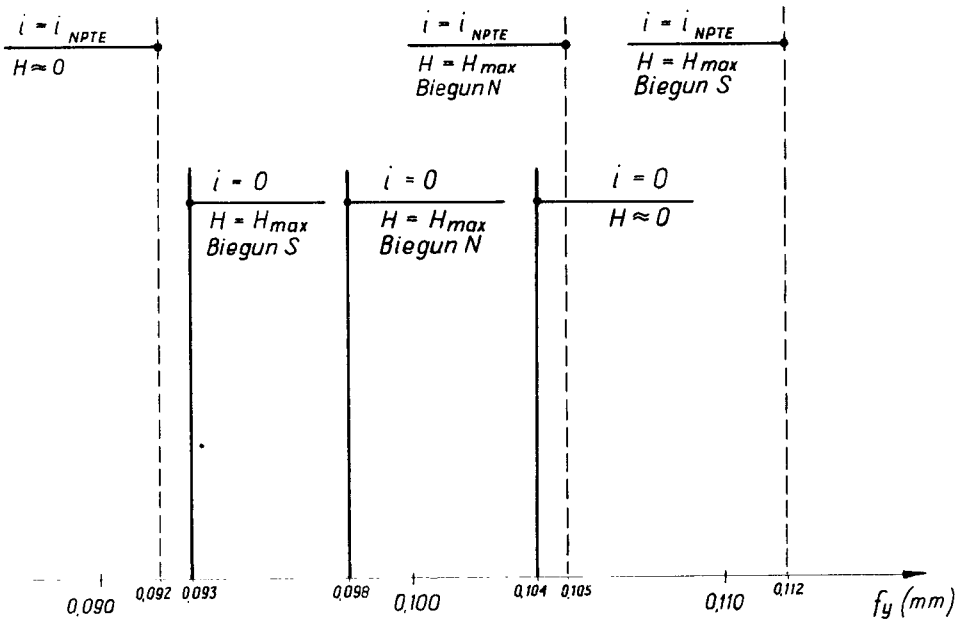
Badanie ich wpływu na trwałość ostrza przeprowadzono na przykładzie obróbki wykańczającej toceniem stali 55 $V = 110$ m/min, $g = 0,25$ mm, $p = 0,04$ mm/obr., $T = 60$ min., bez chłodzenia/ narzędziami ze stali SW 18 / $d_o = d'_o = d''_o = 11^\circ$, $\mathcal{H} = \mathcal{H}' = 50^\circ$, $\lambda = 0^\circ$, $r_c \approx 0$ /.

Zastosowano technologiczne kryterium stępienia ostrza /promieniowe zużycie ostrza f_y / oraz porównawczą metodę badania trwałości ostrza [3], polegającą na ostrzeniu narzędzi z jednakową geometrią, z dwóch stron /biegun N i S/, i pracy nimi na przemian na dwóch równych odcinkach obrabianego materiału, między innymi w celu wyeliminowania wpływu magnetyzmu obrabianego materiału na trwałość ostrza.

W przeprowadzonych badaniach izolowano elektrycznie od obrabiarki zarówno przedmiot obrabiany, jak i narzędzie skrawające, za pomocą podkładek dielektrycznych grubości ~ 5 mm. Izolowanie to można również uznać za izolowanie magnetyczne, gdyż znaczna grubość podkładek wprowadza do tego obwodu również dużą oporność magnetyczną /reluktancję/.

W badaniach stosowano narzędzia handlowe, w których każdorazowo mierzono wartość natężenia szczątkowego pola magnetycznego H za pomocą oesztedomierza typu MKL - 1. Określano również ich biegunowość za pomocą igły magnetycznej. Magnetyzm szczątkowy tych narzędzi nie przekraczał na ogół kilku do kilkunastu Oe.

W przeprowadzonych badaniach w pierwszej kolejności sprawdzono wpływ zjawisk TM na trwałość ostrza. W tym przypadku w obwodzie OPN nie płynął naturalny prąd termoelektryczny $i = 0$. W czasie badań 30 narzędzi handlowych, posiadających magnetyzm szczątkowy rzędu kilku Oe, $H \approx 0$ nie stwierdzono, aby któryś z biegunów narzędzi N lub S zużywał się bardziej lub mniej. Pewne niewielkie różnice w zużyciu ostrzy zaobserwowano dopiero wówczas, kiedy narzędzia magnesowano do maksymalnie możliwych wartości, rzędu $60 - 70$ Oe. Rys.4 przedstawia średnie zużycie owych 30 narzędzi. Należy zauważyć, że w tym przypadku najmniej zużywają się ostrza narzędzi o biegunowości S, bardziej - o biegunowości N, natomiast najbardziej - ostrza posiadające magnetyzm tylko szczątkowy $H \approx 0$. Różnice w zużyciu, jak wykazuje rys.4, nie przekraczają jednak kilku procent.



Rys.4. Wpływ zjawisk TM oraz GM na trwałość ostrza. Odcięta f_y przedstawia promienne zużycie ostrzy; rzędne przedstawiają średnie wartości zużycia 30 narzędzi dla każdego z przeprowadzonych badań.

Oddzielne badanie wpływu zjawisk GM na trwałość ostrza jest niemożliwe ze względu na występowanie w strefie skrawania naturalnego strumienia ciepła q ; toteż w drugim przypadku zbadano łączny wpływ zjawisk TM oraz GM na trwałość ostrza.

Badanie łącznego wpływu tych zjawisk na trwałość ostrza przeprowadzono podobnie, jak w przypadku poprzednim. Różnica polegała jedynie na tym, że elektryczny obwód OPN zamknięto opornością elektryczną na tyle małą, iż w obwodzie OPN płynął naturalny prąd termoelektryczny o natężeniu $i = i_{NPTB} = 0,1$ ampera. Zamknięcie tego obwodu realizowano poprzez usunięcie podkładek izolacyjnych i łączenie wrzeciona z korpusem obrabiarki. Tutaj również, jak poprzednio, nie zauważono wpływu zjawisk TM oraz GM na trwałość ostrza narzędzi handlowych o naturalnym magnetyźmie szczątkowym $H \approx 0$, chociaż teraz średnie zużycie ostrzy badanych narzędzi osiągnęło mniejsze wartości niż poprzednio, co przypisuje się korzystnym działaniom zjawisk termoelektrycznych [1,2]. Pewne różnice w zużyciu ostrzy zaobserwowano dopiero po maksymalnym namagnesowaniu narzędzi. Rys.4 przedstawia uzyskane średnie wartości zużycia ostrzy 30 narzędzi. W tym przypadku najmniej zużywają się ostrza posiadające magnetyzm szczątkowy $H \approx 0$, bardziej - ostrza o biegunowości N, najbardziej zaś - ostrza o biegunowości S. Występujące tutaj różnice procentowe są nieznacznie większe niż poprzednio.

4. Zakończenie

Z przeprowadzonych badań wynika, że magnetyzm w układzie OPN wpływa także na trwałość ostrza. Na tej podstawie można sądzić, że wpływa on również na efekty tarcia i zużycia.

Wpływ tych zjawisk na trwałość ostrza w przypadku toczenia wykańczającego nie jest ilościowo znaczny. Nie jest on zauważalny dla narzędzi handlowych, posiadających naturalny magnetyzm szczątkowy rzędu do kilkunastu Oe. Dla narzędzi specjalnie magnesowanych do najwyższych możliwych wartości wpływ ten nie przekracza kilku do kilkunastu procent.

Literatura

1. Awakow A.A., Markosjan R.G.: Issledowanie wlijanja tiermoeliektricheskich i tiermomagnitnykh jawlieniij na iznassiwajemost rjerszuszczich instrumentow. Tezisy i materiały, EPI, Lieninakan, 1970.
2. Budzyński A.F.: Wpływ oporności elektrycznej obrabiarki na trwałość ostrza narzędzia. Mechanik, 1971, Nr 7.
3. Budzyński A.F.: Sposób badania trwałości ostrza, zapewniający dużą powtarzalność wyników. Mechanik, 1971, Nr 12.
4. Kohlrausch F.: Fizyka laboratoryjna. PWN, Warszawa 1961.

MAGNETISM IN OPN-SYSTEM AND TOOL POINT LIFE

/ Summary /

In the article there is considered the cutting toolwork piece - cutting tool system as magnetic circuit. There has been taken up in particular the cutting zone in that circuit, where termomagnetism and galvanomagnetism have been distinguished and a possible influence of these phenomena upon cutting tool life has been indicated.

There has been also handled the tests of influence of magnetism degree of turning tool upon its life for final turning.

МАГНЕТИЗМ В СИСТЕМЕ ОПН - СТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТА

/Резюме/

В статье рассматривается схема: станок - обрабатываемая деталь - режущий инструмент, как магнитная цепь. Обращено особое внимание на зону резания в той цепи, в которой выделены термомангнитные и гальваноманг-

нитные явления, а также показано возможное влияние этих явлений на стойкость инструмента.

Рассмотрены также исследования влияния степени намагниченности токарного резца на его стойкость для обработки чистого точения.

Maria Kaszowska
Zenon Błażejczak

USTALENIE PRAWIDŁOWEGO PROCESU WYŻARZANIA
REKRYSZTALEZUJĄCEGO DRUTÓW MIEDZIANYCH W PIECACH TYPU PEG

Uzyskanie możliwie jednakowych własności mechanicznych drutów miedzianych utwardzonych przez zgniot po ich wyżarzeniu rekrystalizującym w piecach PEG-6/10 napotyka na trudności, gdyż piece te nie gwarantują równomiernego rozkładu temperatur podczas wyżarzania.

W celu poprawienia warunków wyżarzania należy nawinięty wsad na szpule stalowe układać w ten sposób, by otwory szpul tworzyły pionowe kanały.

Przeprowadzone próby dowiodły, że ustawienie wsadu w ten właśnie sposób korzystnie wpływa na szybkość, jak i równomierność nagrzewania całego wsadu.

1. Wstęp

Literatura techniczna daje tylko ogólne wskazówki odnośnie ustalenia warunków obróbki cieplnej. Warunki te podawane są na ogół w postaci empirycznych formuł lub tablic, mogących służyć jedynie jako dane orientacyjne. Nie uwzględniają one wielu czynników, pominięcie których może prowadzić do błędów. Dlatego też w praktyce przemysłowej zachodzi konieczność doświadczonego dobrania warunków przeprowadzanego procesu obróbki cieplnej, z uwzględnieniem rodzaju ośrodka grzejącego, tempera-

tury, wielkości pieca, wielkości wsadu, rodzaju wsadu i sposobu jego ułożenia [1,2,3,4,5].

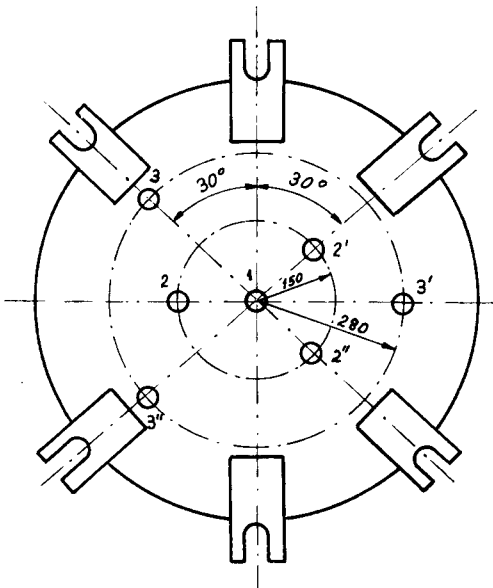
Ustalenie prawidłowego procesu wyżarzania rekrytalizującego drutów miedzianych w elektrycznych piecach oporowych wglębnych typu PEG nasuwa dodatkową trudność, gdyż piece te nie posiadają wymuszonego obiegu atmosfery. Nie gwarantują więc równomiernego rozkładu temperatur wewnątrz umieszczonego w komorze grzejnej pieca garnka ze wsadem [4,6]

Aby proces wyżarzania przebiegał prawidłowo w całym wsadzie /przy jednocześnie możliwie dużej wydajności pieca/, poza ustaleniem podstawowych warunków, takich jak temperatura i czas wyżarzania, istotnym czynnikiem zapewniającym możliwie równomierny rozkład temperatury jest również sposób ułożenia wsadu - co stwierdzono w przeprowadzonych badaniach.

2. Metodyka badania

Przedmiotem badania był wsad drutów miedzianych ciągnionych o średnicy 0,25 mm, nawiniętych na szpule stalowe o średnicy 105 mm i wysokości 112 mm. Ciężar 1 szpuli wynosi 1 kg. Ciężar drutu nawiniętego na szpulę około 3,5 kg. W praktyce przemysłowej wsad w ilości 288 sztuk szpul załadowywano do nagrzanego do temperatury wyżarzania garnka, w którym znajdował się rozżarzony węgiel drzewny, mający na celu zabezpieczenie drutu przed utlenieniem. Pomiar i regulacja temperatury odbywała się za pośrednictwem regulatora temperatury ZEPAFOT-01, współpracującego z czujnikiem termoelektrycznym Fe-Konstantan, którego końcówka umieszczona była w kształtce szamotowej obudowy pieca, w górnej jego części. Wobec tego regulator nie wskazywał rzeczywistej temperatury w garnku.

Dla uchwycenia rozkładu temperatury wewnątrz garnka zaprojektowano pokrywę, umożliwiającą dokonanie pomiarów w trakcie procesu, przy zachowaniu pełnej szczelności garnka. Rozmieszczenie termoelektrycznych czujników oporowych w przekroju garnka przedstawiono na rys.1. Czujnik nr 1 umieszczono w osi garnka na wysokości 550 mm od dna. Czujnik 2, 2', 2''

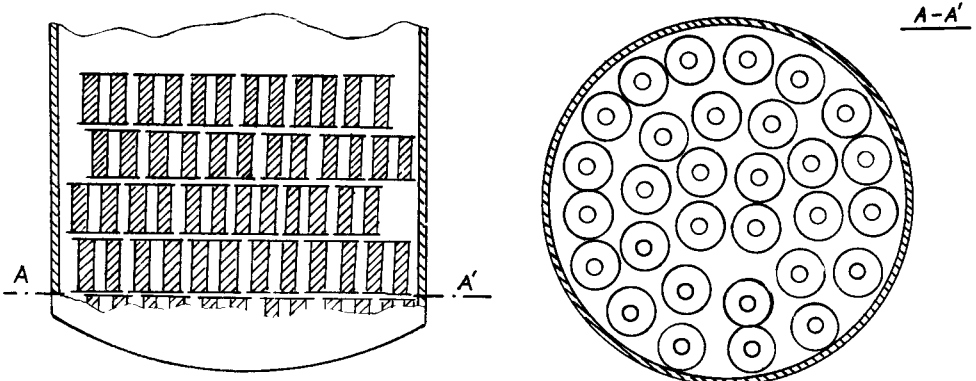


Rys.1. Rozmieszczenie czujników oporowych w garnku

umieszczono wewnątrz szpul, w odległości około 150 mm od osi garnka i na wysokości 500 mm od dna. Czujnik 3,3', 3'' umieszczono wewnątrz szpul w odległości około 280 mm od osi garnka i na wysokości 650 mm od dna. Do pomiaru temperatury zastosowano termometryczne czujniki Pt 100, które podłączono do kompensatora ek-NT.

Przed załadowaniem wsadu włączono ogrzewanie pieca i rozgrzewano garnek tak długo, dopóki nie nastąpiło całkowite

rozżarzenie węgla drzewnego. Po osiągnięciu na termoregulatorze określonej instrukcją temperatury rekrystalizacji dla danej średnicy drutu, wstawiano kosz ze wsadem i po uszczelnieniu pokrywy zamykano zawór odpowiadający. W chwili, kiedy przez uszczelnienie wodne zaczynały wydobywać się pęcherzyki powietrza - otwierano zawór, przez co ciśnienie w garnku spadało do atmosferycznego. Zawór ten przed wyjęciem garnka ponownie



Rys.2. Sposób ułożenia szpul w garnku z próby pierwszej

zamykano.

Sposób ułożenia w garnku szpul z nawiniętym na nie drutem nie jest ustalony instrukcją. Najczęściej szpule ułożone są chaotycznie. Sposób ułożenia szpul przedstawia rys. 2.

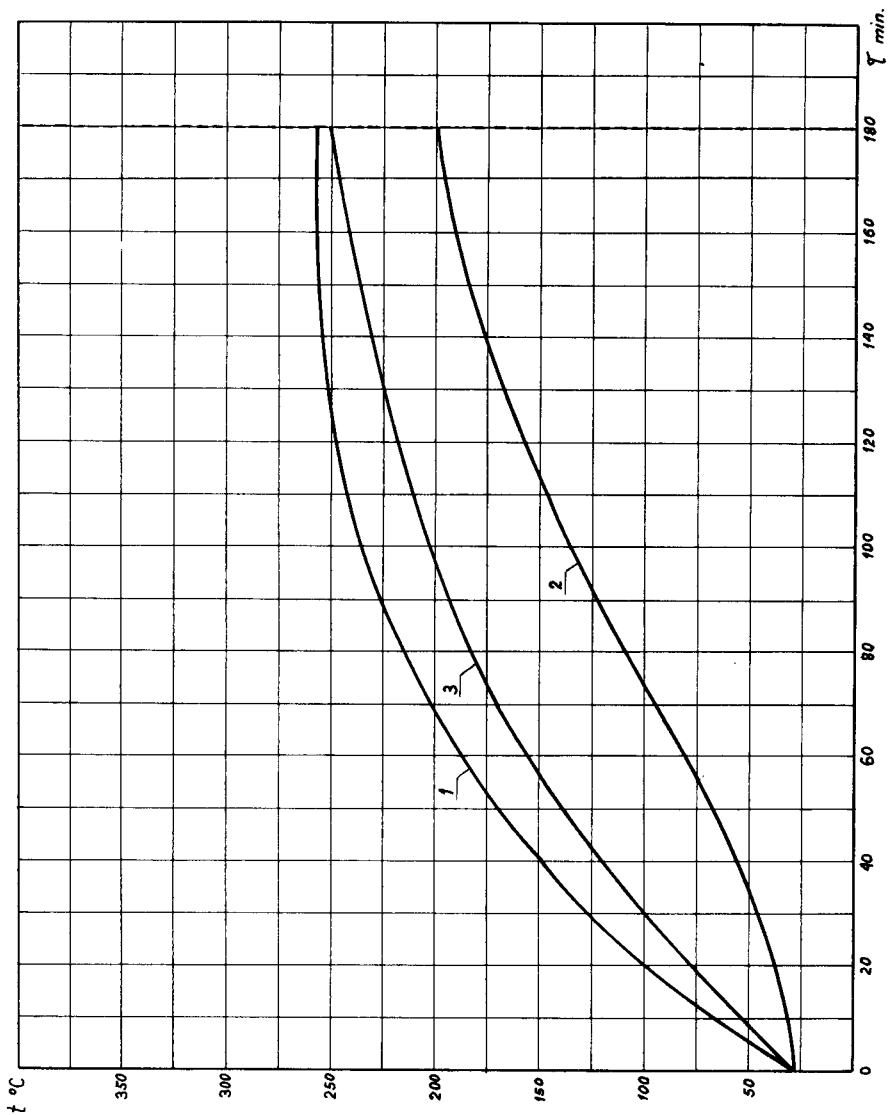
Czas wyżarzania dla danej średnicy drutu określa instrukcja. Po wyznaczonym czasie garnek ze wsadem zostaje wyjęty z komory grzejnej pieca i wstawiony do dołu chłodniczego, gdzie odbywa się chłodzenie, trwające od 12-16 godzin.

Jako podstawę określenia największej dopuszczalnej oporności drutu miedzianego przyjęto /według PN-67/E-90150/ zależność między opornością właściwą, a własnościami mechanicznymi.

Dla drutu o średnicy od 0,2 do 0,6 mm wytrzymałość na rozciąganie wynosi 20-28 kg/mm², wydłużenie - co najmniej 20 %, największa dopuszczalna oporność właściwa - 0,01724 mm²/m. Uzyskanie więc wyżej podanych własności mechanicznych określa własności elektryczne. Próbki wyżarzonych drutów do badań wytrzymałości na rozciąganie pobierano z co czwartej szpuli. I tak na przykład z 288 szpul wybrano 72 szpule, biorąc z każdej z nich trzy próbki do badań. Próbki pobierano z zewnętrznych zwojów drutu, z wyjątkiem ostatniego badania, gdzie sprawdzono własności mechaniczne drutu zarówno z zewnętrznych, jak i wewnętrznych zwojów.

3. Badania, wyniki badań i ich analiza

Próba pierwsza została przeprowadzona w celu sprawdzenia rozkładu temperatur przy dotychczasowym sposobie ładowania wsadu. 288 szpul ułożono w garnku w 9 warstwach. Sposób ułożenia szpul przedstawia rys. 2. Zgodnie z dotychczasową instrukcją temperatura rekrytalizacji drutu o średnicy 0,25 mm wynosiła 280°C. Całkowity czas grzania w piecu - 3 godziny. Rys. 3 obrazuje krzywe grzania od załadowania wsadu do garnka do momentu wystawienia go z pieca /przy stałej temperaturze znamionowej regulatora temperatury równej 300°C/. Krzywa 1 jest wyznaczona przez



Rys.3. Krzywe grzania podczas próby pierwszej

czujnik termoelektryczny 1, krzywa 2 przez czujnik 2, 2', 2'' a krzywa 3 przez czujnik 3, 3', 3''. Różnice między krzywymi wyznaczonymi przez poszczególne czujniki 2, 2', 2'' i 3, 3', 3'' były tak nieznaczne, że na rysunku podano krzywe dla czujników 2 i 3.

Po wyżarzeniu wsadu przez określony instrukcją czas przeprowadzono badania wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia dla zewnętrznych zwojów drutu nawiniętego na szpule. Tablica 1 podaje zestawienie własności wytrzymałościowych drutu w kolejnych warstwach wsadu z szpul pobieranych ze środka, 150 mm od osi i 280 mm od osi garnka.

Wyniki podane w tablicy 1 wykazały, że dotychczasowy sposób wyżarzania nie zapewnia otrzymania w niektórych partiach wsadu pożądanych własności plastycznych i wytrzymałościowych, a co za tym idzie i elektrycznych, drutu utwardzonego zgniotem.

Tablica 1

Własności mechaniczne drutu z próby pierwszej po wyżarzaniu

nr kolejny warstwy od dna	miejsce pobrania próby					
	w środku garnka		w odległości 150 mm od osi		w odległości 280 mm od osi	
	R_m w kg/mm^2	A w %	R_m w kg/mm^2	A^1 w %	R_m w kg/mm^2	A^1 w %
I	22,8	26	20,5	22	22,8	25,5
II	22,2	26	22,2	21	24,5	27
III	31,6	17	22,5	14	22,2	20
IV	31,3	19	27,5	19	25,8	21,5
V	24,5	25	25,8	22,5	24	26
VI	31,3	18,5	21,3	17	24,6	24,5
VII	23,6	20	37,5	18	28,5	16
VIII	24,4	25	23,6	20	23,5	24
IX	25,5	26	25,5	26,5	23,8	27

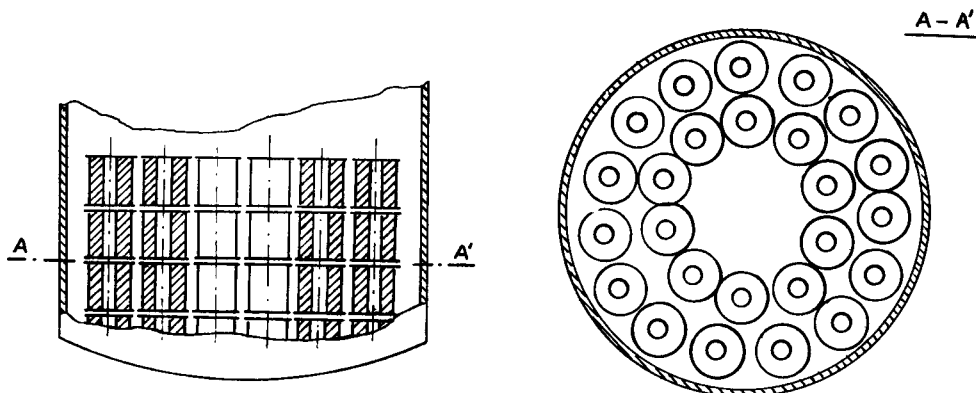
1/ Długość pomiarowa próbek $l_0 = 100$ mm

Krzywe nagrzania wsadu z próby pierwszej /rys.3/ wykazują, że partie wsadu umieszczone w odległości około 150 mm od osi garnka nagrzewają się znacznie wolniej niż wsad znajdujący się w pobliżu ścian garnka.

Następna próba przeprowadzona w identycznych warunkach potwierdziła wyniki otrzymane w próbie pierwszej.

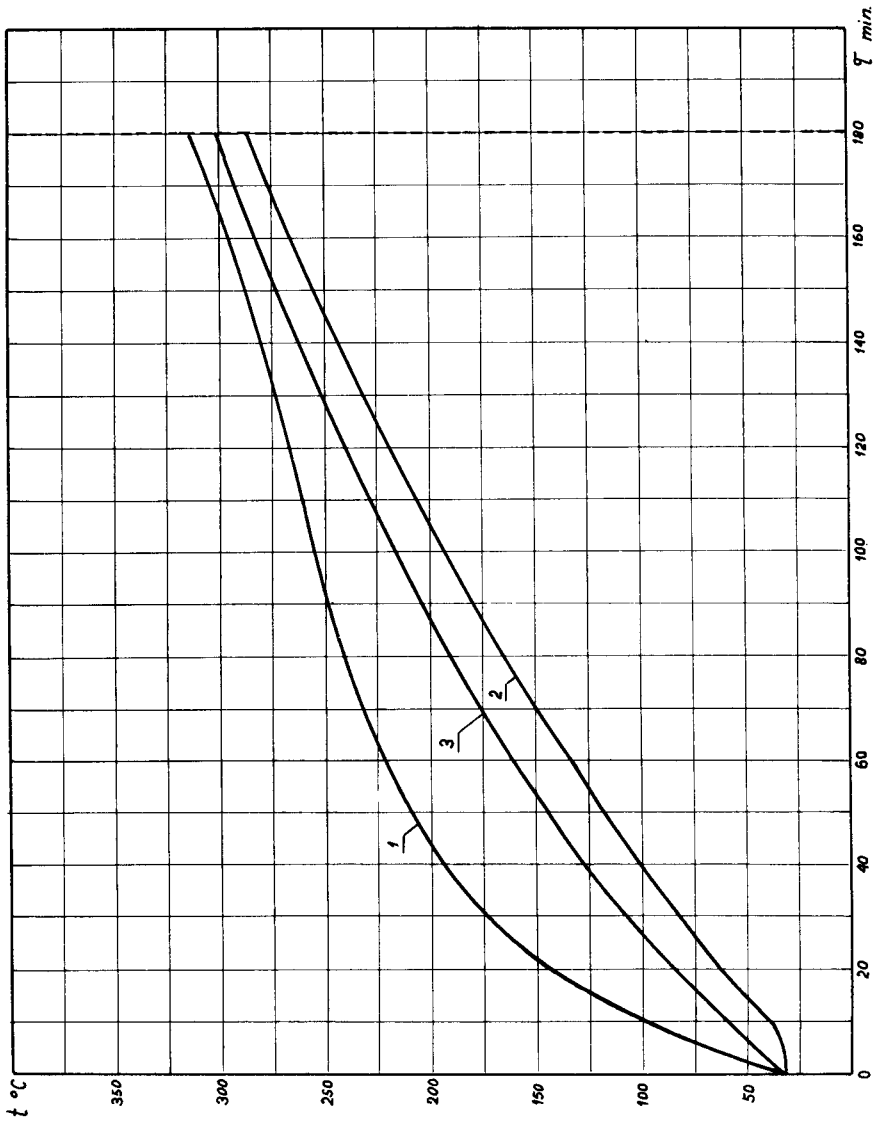
Ponieważ dotychczasowy sposób załadowania garnka wyklucza otrzymanie prawidłowych wyników we wsadzie, przeprowadzono dalsze próby przy innym sposobie ułożenia wsadu.

W próbie drugiej 252 szpule ułożono w garnku w 9 warstwach. Szpule ustawiono w kolumnach /9 sztuk w kolumnie/ w ten sposób, że ich otwory pokrywały się ze sobą, przy czym pozostawiono wolny środek /rys. 4/.



Rys.4. Sposób ułożenia szpul w garnku z próby drugiej

Rysunek 5 obrazuje krzywe grzania podczas drugiej próby, do momentu wystawienia garnka z pieca. Oznaczenia krzywych są identyczne, jak w próbie pierwszej.



Rys. 5. Krzywe grzania podczas próby drugiej

Tablica 2

Własności mechaniczne drutu z próby drugiej po wyżarzaniu

nr kolejnej warstwy od dna	miejsce pobrania próby			
	w odległ. 150 mm od osi		w odległ. 280 mm od osi	
	R_m w kg/mm^2	A^1 w %	R_m w kg/mm^2	A^1 w %
I	23,9	> 27	23,7	> 27
II	23,8	> 27	23,3	> 27
III	23,7	> 27	23,9	> 27
IV	23,5	27	23,9	> 27
V	23,8	27	23,5	27
VI	23,9	> 27	23,9	> 27
VII	24,1	> 27	23,8	27
VIII	23,9	> 27	24,3	> 27
IX	24,5	> 27	24,3	> 27

Tablica 2 podaje zestawienie własności wytrzymałościowych drutu w kolejnych warstwach, w odległości 150 mm od osi i 280 mm od osi garnka.

Przeprowadzone badania wytrzymałościowe drutu z próby drugiej wykazały, że każda z pobranych próbek odpowiada warunkom podanym przez normę. Rozstęp własności we wsadzie jest bardzo mały.

Porównując krzywe grzania wsadu próby pierwszej i drugiej można stwierdzić, że przy załadunku takim, jak w próbie drugiej, nagrzewanie odbywa się szybciej, a po 3 godzinach osiąga się wyższe temperatury niż w próbie pierwszej. Zmniejszenie wsadu o 36 szpul obniża jednak wydajność pieca.

Wydajność tę starano się powiększyć przez podniesienie temperatury pieca i skrócenie czasu grzania.

W próbie trzeciej temperaturę znamionową regulatora temperatur podniesiono z 300 na 400°C. Całkowity czas grzania w piecu wynosił 90

l/ Długość pomiarowa próbek $L_0 = 100 \text{ mm}$

minut. Ilość szpul, jak też ich sposób ułożenia, pozostawiono takie same, jak w próbie drugiej.

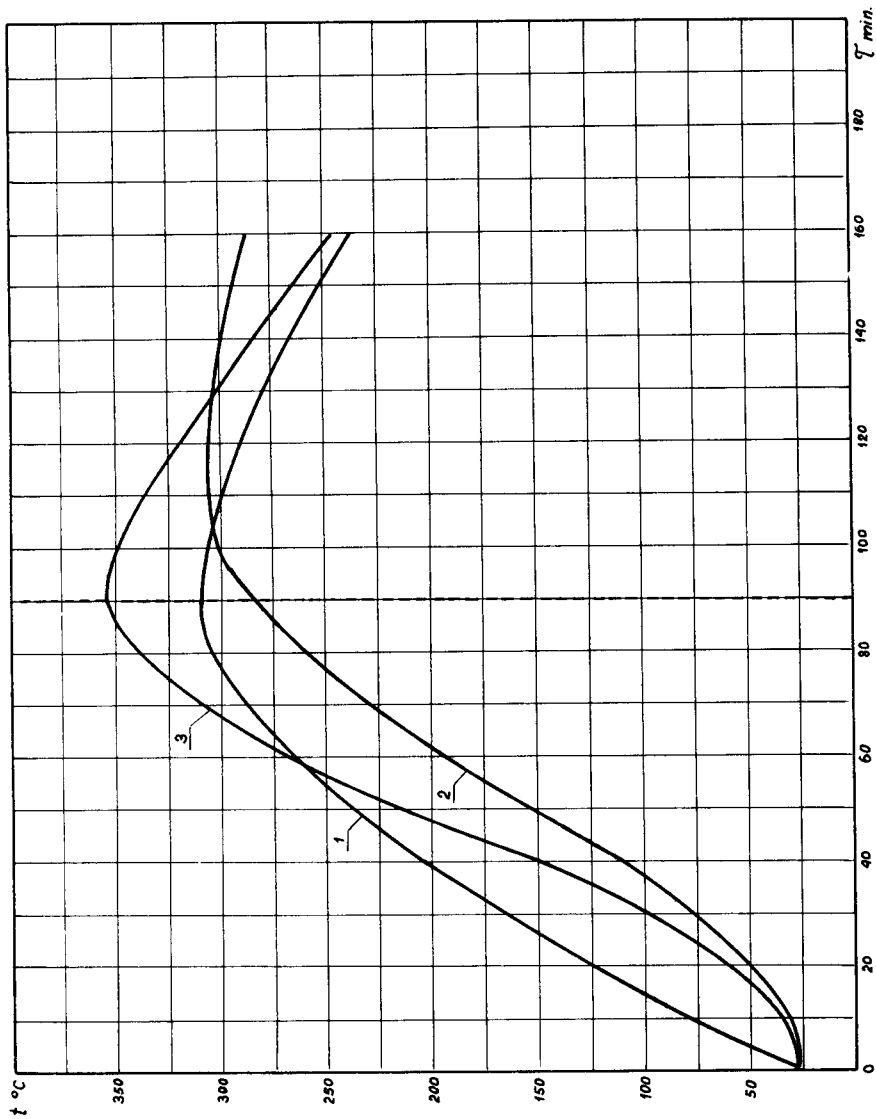
Rysunek 6 obrazuje krzywe grzania wsadu. Podniesienie temperatury pieca spowodowało zgrzewanie się drutów na szpulach znajdujących się przy ściankach garnka.

W próbie czwartej 288 szpul ustawiono w kolumnach /9 szpul w kolumnie/ w ten sam sposób, jak w próbie drugiej i trzeciej, wstawiając cztery dodatkowe kolumny szpul w miejsce wolnego środka. Temperatura znamionowa regulatora temperatur została ustalona na 400°C , a czas grzania na 130 minut.

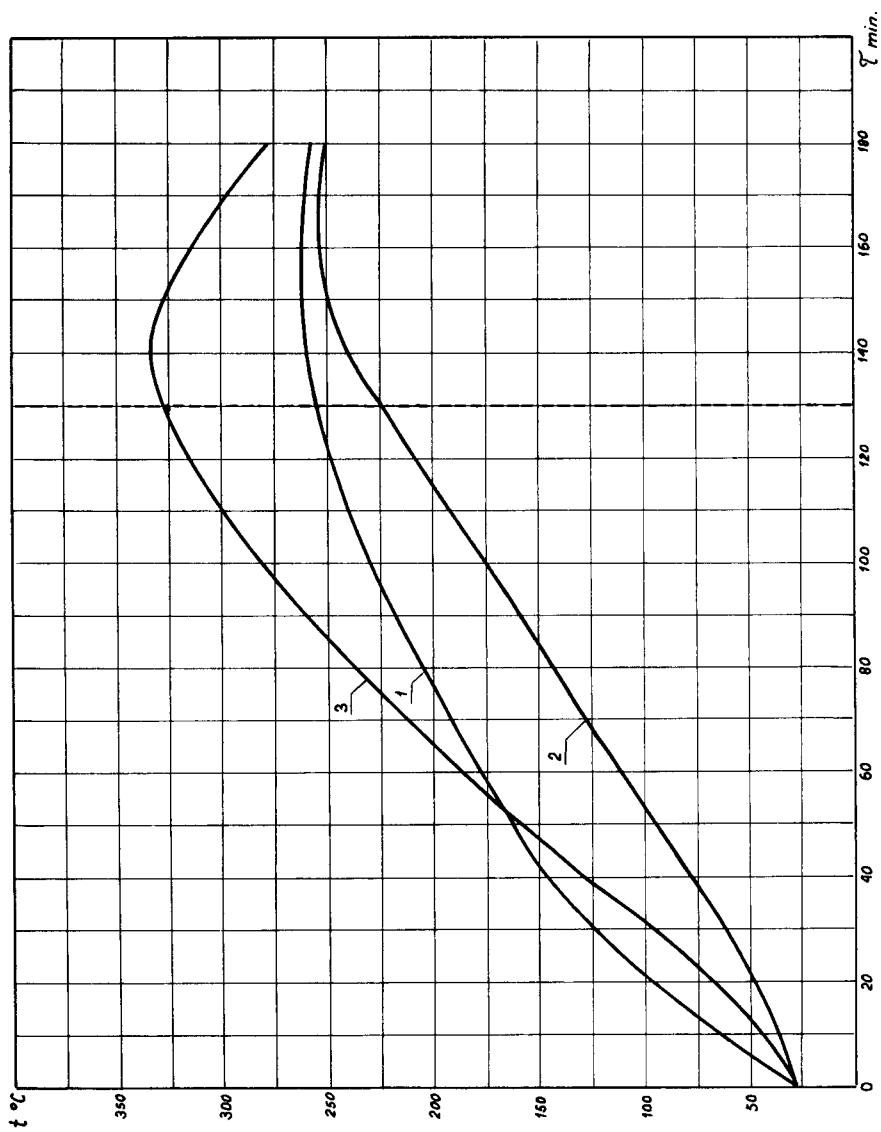
Rysunek 7 przedstawia krzywe grzania wsadu podczas przeprowadzanego procesu. Z krzywych grzania wynika, że w procesie tym nie uzyskano zadawalającej równomierności grzania wsadu. Podobnie, jak w próbie trzeciej, stwierdzono zgrzewanie się drutów na szpulach znajdujących się przy ściankach garnka.

W próbie piątej temperatura znamionowa regulatora temperatur wynosiła 350°C . Czas grzania w piecu - 120 minut. Sposób ustawienia wsadu oraz ilość szpul - takie, jak w próbie czwartej.

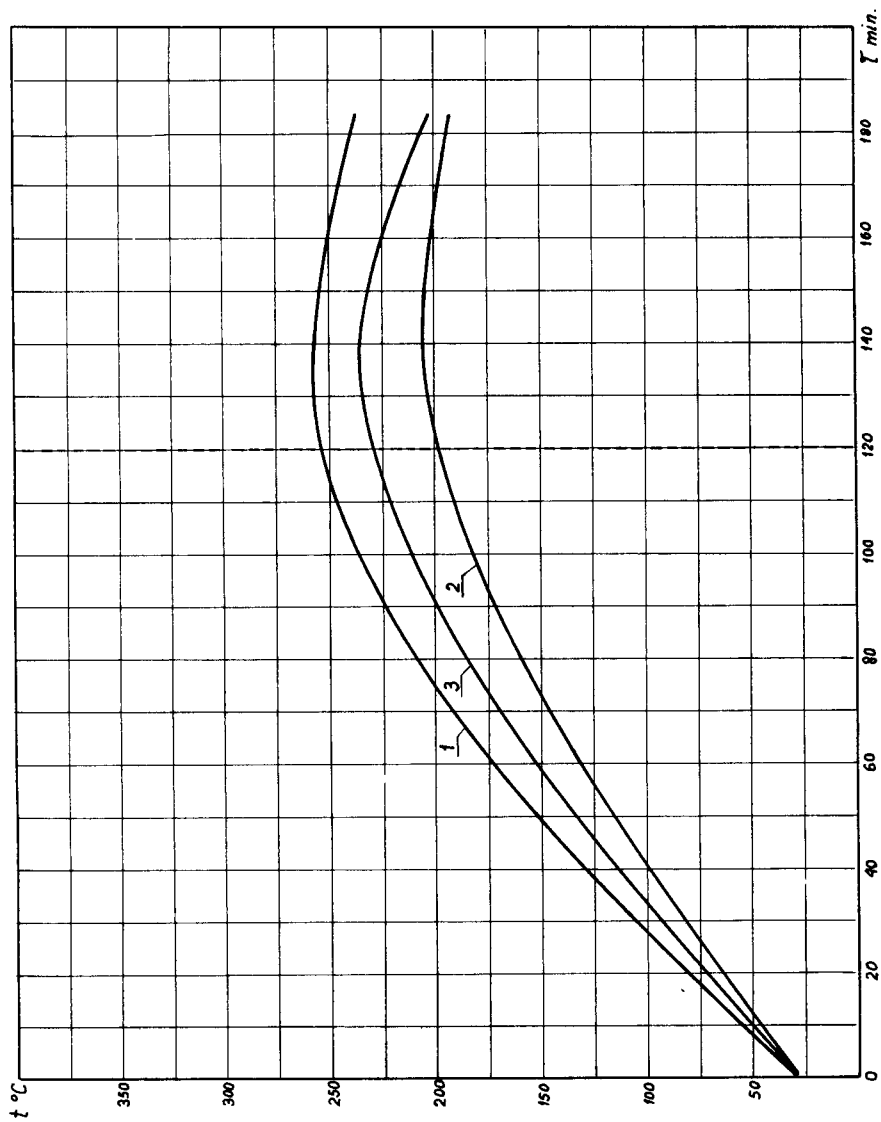
Rysunek 8 przedstawia krzywe grzania wsadu wewnątrz garnka, podczas przeprowadzonego procesu. Tablica 3 podaje zestawienie własności wytrzymałościowych drutu z próby piątej z następujących kolumn: ze środka garnka, 150 mm od osi i 280 mm od osi. Próby te pobrano zarówno z zewnętrznych, jak i wewnętrznych zwojów drutu na poszczególnych szpulach. Pobranie prób z wewnętrznych zwojów drutu nawiniętego na szpule spowodowane było przypuszczeniem, że mimo dobrej przewodności cieplnej miedzi nie uzyskuje się jednakowych warunków wyżarzania w całej szpuli. Zwoje drutu w zewnętrznych partiach są intensywniej nagrzane, po pewnym czasie temperatura drutu na szpuli wyrówna się, jednak zewnętrzne zwoje drutu będą przebywały w danej temperaturze dłużej, a więc i własności drutu w poszczególnych miejscach na szpuli mogą być różne.



Rys. 6. Krzywe grzania podczas próby trzeciej



Rys. 7. Krzywe grzania podczas próby czwartej



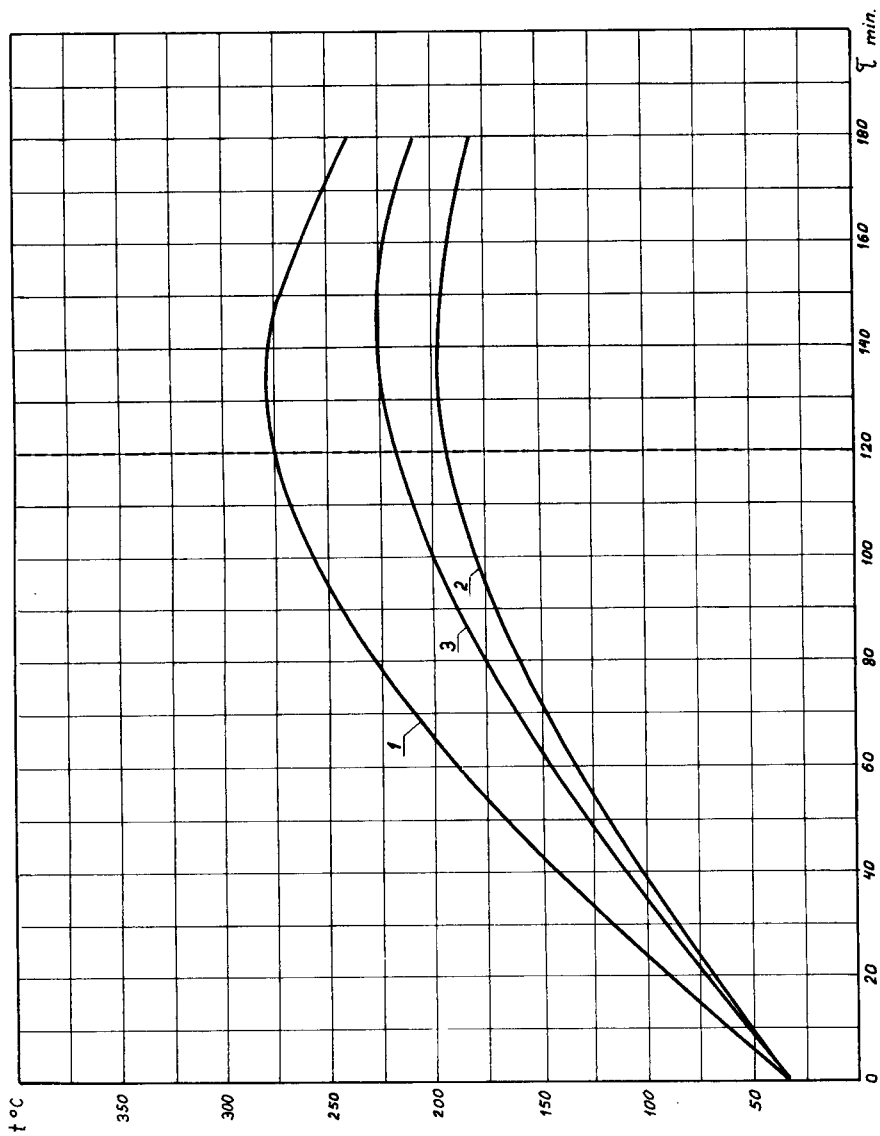
Rys. 8. Krzywe grzania podczas próby płatej

Tablica 3

Własności mechaniczne drutu z próby piątej po wyżarzaniu

Nr kolejny warstwy od dna	miejsce pobrania próby												
	w środku garnka				w odl. 150 mm od osi				w odl. 280 mm od osi				
	z wewnętrzn. zwojów drutu na szpuli		z wewnętrzn. zwojów drutu na szpuli		z zewnętrzn. zwojów drutu na szpuli		z wewnętrzn. zwojów drutu na szpuli		z zewnętrzn. zwojów drutu na szpuli		z wewnętrzn. zwojów drutu na szpuli		
R_m w kg/mm^2	A w %	R_m w kg/mm^2	A w %	R_m w kg/mm^2	A w %	R_m w kg/mm^2	A w %	R_m w kg/mm^2	A w %	R_m w kg/mm^2	A w %	R_m w kg/mm^2	A w %
I	23,5	27	25,5	27	25,2	27	25,5	>27	24,5	27	24,2	24,2	>27
II	23,3	26	24,5	>27	25,8	>27	24,6	27	23,3	>27	23,5	23,5	>27
III	24,5	26,5	24,5	>27	23,8	>27	23,8	>27	23,3	>27	23,5	23,5	27
IV	25,3	27	25,7	27	24,3	27	25,2	27	23,9	27	24,2	24,2	>27
V	24	>27	24,9	>27	25,8	>27	23,5	>27	24,5	27	24,9	24,9	27
VI	25,5	27	24,9	>27	25,5	26,5	25,8	>27	24,9	>27	25,2	25,2	26,8
VII	25,7	>27	24,5	>27	25,2	>27	25,5	>27	24,1	27	25,5	25,5	>27
VIII	25,1	>27	23,5	27	24,0	>27	25,2	27	23,5	>27	23,8	23,8	27
IX	24,5	>27	24,5	>27	23,8	>27	24,8	27	23,5	>27	23,2	23,2	>27

1/ Długość pomiarowa próbek $L_0 = 100$ mm



Rys. 9. Krzywe grzania podczas próby szóstej

Z wyników badań wytrzymałościowych podanych w tablicy 3, jak i krzywych grzania /rys.8/ wynika, że różnice temperatur wewnątrz garnka załadowanego wsadem są niewielkie i wystarczające dla uzyskania prawidłowych wyników.

Próbie szóstą przeprowadzono w takich samych warunkach w celu sprawdzenia słuszności ustalonych w próbie piątej warunków procesu.

Zarówno krzywe grzania wsadu /rys.9/, jak i uzyskane własności wytrzymałościowe wyżarzonego drutu, są podobne.

3. Wnioski

Aby uzyskać wystarczająco równomierny rozkład temperatur przy wyżarzaniu rekrytalizującym drutów miedzianych o średnicy 0,25 mm w piecu PEG-6/10, należy:

1. Wsad nawinięty na szpule stalowe układać w ten sposób, by otwory szpul pokrywały się centrycznie wzdłuż ich osi, tworząc kominy, przy czym odległości jednej kolumny od drugiej nie muszą być ściśle zachowane - wystarczy, by kolumny te nie stykały się ze sobą.
2. Temperatura znamionowa regulatora temperatur winna wynosić 350°C. Czas grzania 120 minut.

Opisaną metodą ustalono również warunki wyżarzania drutu o innych średnicach. W każdym przypadku dochodzono do takiego samego układu kolumny wsadu, zaś temperaturę i czas wyżarzania zmieniano w zależności od średnicy drutu.

Literatura

1. Jabłoński S.: Kalkulacje i planowanie obróbki cieplnej. PWT, Warszawa 1955.
2. Kosieradzki P.: Obróbka cieplna metali. PWT, Warszawa 1955.
3. Kurski K.: Miedź i jej stopy techniczne. Śląsk. Katowice 1967.
4. Okoniewski S., Prowans S.: Urządzenie do obróbki cieplnej. WNT, Warszawa 1955.
5. Słomczyński F.: Rekrytalizujące wyżarzanie metali. Zeszyt naukowy - Centralne Laboratorium Obróbki Plastycznej w Poznaniu, 1967.
6. Wusatowski Z., Wałach K., Mydlarz I.: Piece grzewcze walcownicze i kuźnicze. WGH, Katowice 1954.

SETTLEMENT OF RIGHT RECRYSTALLISATION PROCESS OF HARDENED

COPPER WIRE IN FURNACES OF PEG-6/10 type

/ Summary /

Obtainment of possibly equal mechanical properties of copper wires, hardened by cold work after their recrystallization in PEG-6/10 furnaces is faced with difficulties, for these furnaces do not guarantee a regular distribution of temperature while annealed.

In order to improve the annealing conditions the steel reeled charge should be shaped so, that the reel holes would form vertical passages.

Carried out tests proved that the charge set up in that way influences profitably the rapidity as well as the regularity of heating of the whole charge.

УСТАНОВЛЕНИЕ ПРАВИЛЬНОГО ПРОЦЕССА РЕКРИСТАЛИЗАЦИОННОГО
ОТЖИГА МЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ В ПЕЧАХ ТИПА PEG - 6/10
/Резюме/

Получение возможно одинаковых механических свойств медной проволоки упрочненной наклепыванием после её рекристаллизационного отжига в печах типа PEG - 6/10 встречает трудности, так как эти печи не гарантируют равномерного распределения температур во время отжига.

С целью улучшения условий отжига следует шихту намотанную на стальную катушку уложить таким образом, чтобы отверстия катушки образовали перпендикулярные каналы.

Проведённые опыты доказали, что уложение шихты именно таким образом положительно влияет как на быстроту, так и на равномерное нагревание всей шихты.

Henryk Oleszycki

WPLYW WYŻARZANIA DWUZABIEGOWEGO
NA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE ŻELIWA SFEROIDALNEGO

W artykule podano przegląd stosowanych sposobów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego dla otrzymania cementytu kulkowego w osnowie. Dokonano badania wpływu temperatury i czasu wyżarzania sferoidyzującego na właściwości mechaniczne żeliwa. Uwzględniono w badaniach wpływ manganu i niklu na przebieg wyżarzania, jak również na właściwości mechaniczne.

1. Wstęp

Perlityczne żeliwo sferoidalne z cementytem kulkowym znajduje coraz większe zastosowanie w budowie maszyn, urządzeń, silników, z uwagi na swoje korzystne właściwości mechaniczne [9,15,16,19,20]. Żeliwo to otrzymuje się najczęściej poprzez dwuzabiegową lub dwustopniową obróbkę cieplną, rzadziej poprzez obróbkę jednozabiegową [16]. Oba zabiegi /stopnie/ prowadzone są zazwyczaj w takich samych temperaturach, jak przy otrzymywaniu żeliwa sferoidalnego ferrytycznego [3,4,6,17,13] z tym, że dla zapobieżenia ferrytyzacji zwiększa się zawartość manganu do 1 ÷ 1,5 %, względnie dodaje się miedź [16].

Wyżarzanie wstępne /I zabieg - stopień/ prowadzi się najczęściej w temperaturach 1223 ÷ 1323°K /950-1050°C/. Celowość zabiegu uzasadnia się koniecznością rozłożenia cementytu pierwotnego i ewentualnie przeprowadzeniem ujednorodniania składu chemicznego. Jeżeli pierwszy

cel nie budzi zastrzeżeń, to w odniesieniu do drugiego zdania są często podzielone. Wielu autorów, podając warunki obróbki cieplnej, nie wypowiada się na temat szkodliwości, czy korzyści ujednorodniania [9,13,16, 19,20]. H. Borchers i G. Haberl [1] zalecają ujednorodnienie żeliwa sferoidalnego w temperaturze nie wyższej niż $1273^{\circ} / 1000^{\circ}\text{C}/$, jednak przestrzegają, że niekiedy prowadzi ono do obniżenia właściwości wytrzymałościowych. Z badań G.N.I. Gilberta [6] wynika, że wyżarzanie w temperaturach $1123^{\circ} \div 1223^{\circ}\text{K} / 850\text{--}950^{\circ}\text{C}/$ obniża twardość żeliwa, nie zmienia /wałek ϕ 150 mm/ lub podnosi /płyta 45 mm/ wydłużenie, wytrzymałość na rozciąganie rośnie ze wzrostem temperatury do $1173^{\circ}\text{K} / 900^{\circ}\text{C}/$ dla wałka ϕ 150 mm, a przy wyższej temperaturze obniża się, natomiast dla płyty 45 mm zawsze maleje. Według M.W. Wołoszowiczki, W.I. Litowki i B.Z. Zielennego [18] wyżarzanie ujednorodniające prowadzi do pewnego obniżenia właściwości wytrzymałościowych żeliwa z powodu wzrostu fosforków na granicach ziarn. Z badań S. Gutermana i S. Pisarienki [8] wynika, że wyżarzanie do temperatury $1173^{\circ}\text{K} / 900^{\circ}\text{C}/$ podnosi wytrzymałość na rozciąganie i udarność, a do temperatury $1223^{\circ}\text{K} / 950^{\circ}\text{C}/$ - podnosi wydłużenie. Przekroczenie $1173^{\circ}\text{K} / 900^{\circ}\text{C}/$ nie przynosi dalszych zmian wytrzymałości na rozciąganie, zaś udarność ulega obniżeniu, podobnie wydłużenie obniża się po przekroczeniu temperatury $1223^{\circ}\text{K} / 950^{\circ}\text{C}/$.

Dla uzyskania stanu normalizowanego po wyżarzaniu ujednorodniającym stosuje się szybkie chłodzenie. Odbywa się ono w powietrzu do temperatury pokojowej, lub do temperatur niższych od temperatury krytycznej. Wpływ normalizacji na strukturę żeliwa jest znany, natomiast mało zbadany jest wpływ normalizacji na właściwości mechaniczne. Na ogół normalizacja wywołuje /w stosunku do stanu surowego/ podniesienie wytrzymałości na rozciąganie, brak jest jednak autorytatywnych wypowiedzi mówiących o jej wpływie na inne właściwości. Przyjmuje się zazwyczaj, że twardość po normalizacji rośnie, nawet w odniesieniu do struktury wyjściowej perlitycznej, chociaż G.I. Cox [4] stwierdza spadek twardości. Według G.I. Cox'a plastyczność /wydłużenie/ po normalizacji nieznacznie wzrasta.

Wyżarzanie sferoidyzujące /II zabieg - stopień/ przeprowadza się zazwyczaj w temperaturze bliskiej A_{c1} , a mianowicie w $973 \pm 1013^{\circ}\text{K} / 700 \pm 740^{\circ}\text{C}$ w czasie kilku do kilkudziesięciu godzin. Celem tego wyżarzania jest doprowadzenie do sferoidyzacji cementytu. W licznych, przytaczanych tu publikacjach, podano określoną temperaturę i czas obróbki [9,13,14,20] lub pewne zakresy temperatury i czasu obróbki [15,16,19]. K.I. Waszczenko, R.P. Todorow i G.I. Koszownik [4] przeprowadzili badania wpływu czasu wyżarzania w drugim stadium, w czasie 8 - 20 godzin, na właściwości mechaniczne żeliwa ferrytycznego. Stwierdzili, że czas ten nie ma żadnego wpływu na wytrzymałość na rozciąganie, twardość, wydłużenie i udarność, to znaczy, że właściwości te nie ulegają zmianie, mimo przedłużenia czasu obróbki. Tymczasem z doświadczeń innych autorów nad otrzymywaniem żeliwa sferoidalnego ferrytycznego wiadomo, że przedłużenie czasu obróbki cieplnej w temperaturze podkrytycznej poza czas optymalny prowadzi do zmniejszenia udarności [1].

Również A. Bylica i W. Sakwa [2] stwierdzili, że wyżarzanie żeliwa w temperaturze podkrytycznej prowadzi do zmniejszenia powierzchni właściwej ferrytu co , jak wiadomo, wywiera ujemny wpływ na udarność.

Jak wynika z przeglądu literatury, brak jest badań wpływu czasu wyżarzania w temperaturze podkrytycznej na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego z cementytem kulkowym. Niedostateczne są również wyniki badań nad wpływem czasu wyżarzania pierwszego stadium na właściwości mechaniczne po wyżarzaniu w drugim stadium. Również wpływ temperatury wyżarzania wstępnego nie jest wyjaśniony. Z tych względów postanowiono przeprowadzić takie badania, przy czym ograniczono się do zbadania wpływu temperatury i czasu wyżarzania sferoidyzującego na właściwości mechaniczne. Jednocześnie użyto żeliwa sferoidalnego o zmiennej zawartości manganu i niklu. Na temat wpływu tych pierwiastków na właściwości żeliwa perlitycznego sferoidyzowanego brak jest zupełnie wypowiedzi. Wyjątek stanowi stwierdzenie, że zawartość manganu w granicach $1 \div 1,5\%$ jest nieodzowna dla zabezpieczenia przed ferrytyzacją [9,13,19,20]. Wpływ tychże pier-

właściwości żeliwa sferoidalnego w stanie surowym, normalizowanym lub wyżarzonym dla zmiękczenia /ujednorodnianie z chłodzeniem w piecu, wyżarzanie ferrytyzujące/ w świetle danych z literatury nie jest jasny [3,4,7,10].

2. Materiał i metodyka badań

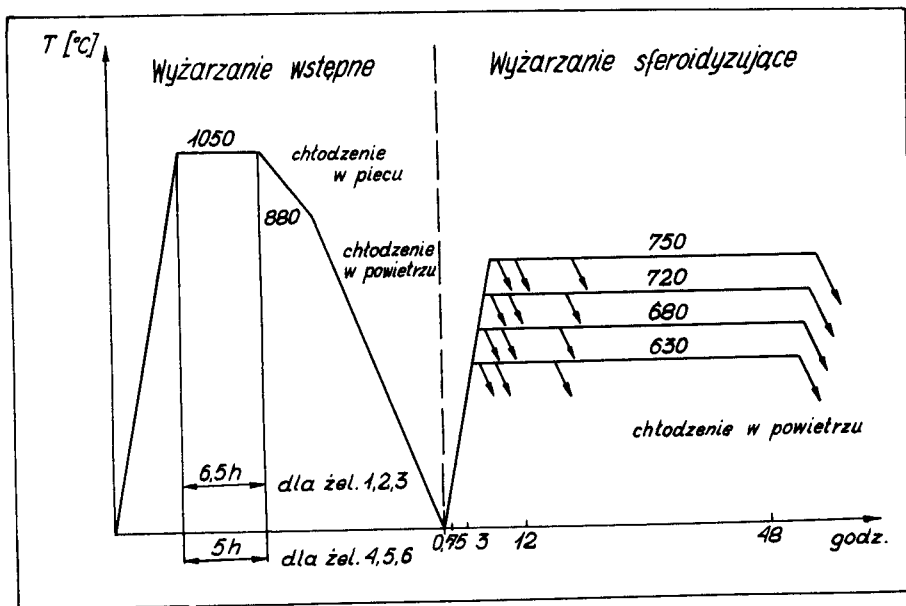
Żeliwo przeznaczone do badania wytopiono w piecu elektrycznym łukowym i odlano we wlewki o przekroju koniczynki. Sposób wytopu żeliwa oraz jego skład chemiczny podano w pracy [12]. Z odlewów koniczynek odcięto boczne części i przetoczono na wałki o średnicy 20 mm. Z kilku losowo wybranych wałków wykonano próbki do badania wytrzymałości na rozciąganie, twardości i udarności żeliwa w stanie surowym /tabl.1/. Pozostałe wałki poddano zabiegom obróbki cieplnej i dopiero po ich zakończeniu wykonywano z nich próbki do badania wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia oraz do badania twardości i udarności.

Tablica 1

Właściwości mechaniczne żeliwa w stanie surowym

Nr żeliwa	R_m w MN/m ² /w kG/mm ² /	A_5 w %	HB w MN/m ² /w kG/mm ² /	U w KJ/m ² w kGm/cm ² /	m	R	C
1	647 /66/	1,5	2825 /288/	88 /0,9/	0,23	0,34	2,6
2	589 /60/	1,2	2963 /302/	59 /0,6/	0,20	0,24	2,5
3	461 /47/	0,8	3120 /318/	29 /0,3/	0,15	0,12	2,5
4	579 /59/	1,4	3021 /308/	59 /0,6/	0,19	0,27	2,2
5	491 /50/	1,0	3061 /312/	39 /0,4/	0,16	0,16	2,5
6	461 /47/	0,5	3139 /320/	29 /0,3/	0,15	0,07	4,3

Obróbkę cieplną żeliwa przeprowadzono w piecu komorowym sylitowym PESK-31. Sposób przygotowania pieca do pracy podano w artykule [12]. Na podstawie badań, których wyniki przedstawiono w pracy [12], wyżarzanie sferoidyzujące przeprowadzono w temperaturze podkrytycznej. Schemat zastosowanej obróbki cieplnej przedstawia rys.1.



Rys.1. Schemat obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego dla osiągnięcia cementytu kulkowego w osnowie

Wyżarzanie wstępne w temperaturze 1323°K /1050°C/ podyktowane było przede wszystkim koniecznością usunięcia cementytu ledeburytycznego. Cementyt ten występował we wszystkich gatunkach żeliwa, z wyjątkiem żeliwa 1. Zawartość cementytu ledeburytycznego była tym większa, im więcej manganu zawierało żeliwo. Wałki dla zabezpieczenia przed utlenieniem wyżarzano w skrzynkach stalowych, wypełnionych prażonym piaskiem kwarcowym z domieszką węgla drzewnego. Skrzynki po wyjęciu z pieca otwierano i wałki do calszego chłodzenia wykładano na płyty szamotowe.

Po wyżarzaniu wstępnym każdy wałek oszlifowano na pobocznicę na głębokość 1,5 mm i poddano badaniu twardości według metody Brinella. Na każdym wałku wykonano wzdłuż tworzącej 5 odcisków i wyznaczono średnią wartość twardości. Według tych średnich wartości uporządkowano wałki każdego gatunku żeliwa od twardości najwyższej do najniższej. Uporządkowanie takie wykonano po to, by przy pobieraniu wałków do wyżarzania sferoidyzującego ich twardość jak najmniej różniła się między sobą. Dzięki temu w kompletach wałków przeznaczonych do wyżarzania w określonej temperaturze maksymalny rozstęp twardości wynosił $49 \text{ MN/m}^2 / 5 \text{ kg/mm}^2$. Część wałków z każdego gatunku żeliwa po wyżarzaniu wstępnym poddano hartowaniu. W tym celu wałki nagrzewano do temperatury $1223^\circ\text{K} / 950^\circ\text{C}$ i wygrzewano w czasie jednej godziny - następnie zaś chłodzono w wodzie. Wyżarzanie sferoidyzujące wałków hartowanych przeprowadzono w temperaturze $953^\circ\text{K} / 680^\circ\text{C}$.

Badania udarności przeprowadzono jedynie dla wałków wyżarzonych sferoidyzująco w temperaturze $993^\circ\text{K} / 720^\circ\text{C}$.

Próbki do badania wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia wykonano zgodnie z PN-62/H-04310, a próbki do badania udarności zgodnie z PN-57/H-04370, lecz bez karbu. Próbki do badania twardości wykonywano w kształcie krążków o średnicy 16 mm i wysokości 8 mm.

Próbki z żeliwa normalizowanego oznaczono symbolem B, natomiast hartowanego - symbolem BH.

3. Wyniki badań

Wyniki badań wytrzymałości na rozciąganie R_m , wydłużenia procentowego A_5 oraz twardości HB dla próbek B po wyżarzaniu sferoidyzującym przedstawione są w tabelicy 2. Każda wartość R_m i A_5 jest średnią arytmetyczną z pomiarów otrzymanych na trzech próbkach, natomiast wartość HB jest średnią z dziewięciu pomiarów otrzymanych również na trzech próbkach. W tej samej tabelicy podane są wartości R_m , A_5 i HB dla próbek w stanie wyjściowym po wyżarzaniu wstępnym w temperaturze $1323^\circ\text{K} / 1050^\circ\text{C}$.

Temp. wyżarz. w °C	Czas wyżarz. w godz.	Zelino 1					Zelino 2					Zelino 3				
		R_m w MN/m ² w KG/mm ²	A_5 %	HB w MN/m ² w KG/mm ²	m	R	R_m w MN/m ² w KG/mm ²	A_5 %	HB w MN/m ² w KG/mm ²	m	R	R_m w MN/m ² w KG/mm ²	A_5 %	HB w MN/m ² w KG/mm ²	m	R
1023 /750/	0,75	824 /84/	3	2923 /298/	0,28	0,82	844 /86/	3	3021 /308/	0,28	0,84	853 /87/	3	3100 /316/	0,28	0,82
	3	657 /67/	14	2256 /230/	0,29	3,93	697 /71/	11	2403 /245/	0,29	3,19	716 /73/	9	2551 /260/	0,28	2,53
	12	559 /57/	21	1923 /196/	0,30/0,30	6,00	598 /61/	16	2119 /216/	0,28	4,37	647 /66/	14	2315 /236/	0,28	3,92
993 /720/	48	520 /53/	23	1844 /188/	0,28	6,58	549 /56/	19	1942 /198/	0,28	5,19	598 /61/	17	2139 /218/	0,28	4,75
	0,75	863 /88/	3	3100 /316/	0,28	0,83	873 /89/	3	3198 /326/	0,27	0,84	863 /88/	2	3266 /335/	0,26	0,52
	3	726 /74/	11	2433 /248/	0,30	3,28	746 /76/	9	2570 /262/	0,29	2,61	765 /78/	6	2668 /272/	0,29	1,72
953 /680/	12	579 /59/	19	1991 /203/	0,29	5,53	628 /64/	15	2237 /228/	0,28	4,21	687 /70/	12	2384 /243/	0,29	3,46
	48	540 /55/	22	1884 /192/	0,29	6,31	579 /59/	18	2040 /208/	0,28	5,10	628 /64/	16	2217 /226/	0,28	4,54
	0,75	873 /89/	3	3237 /330/	0,27	0,81	883 /90/	3	3316 /338/	0,27	0,80	844 /86/	2	3375 /344/	0,25	0,50
903 /630/	3	844 /86/	7	2845 /290/	0,30	2,08	863 /88/	6	2904 /296/	0,28	1,78	834 /85/	5	3041 /310/	0,27	1,37
	12	647 /66/	14	2276 /232/	0,29	4,07	687 /70/	11	2501 /255/	0,28	3,02	726 /74/	9	2609 /266/	0,28	2,50
	48	579 /59/	20	2060 /210/	0,28	5,62	638 /65/	15	2276 /232/	0,28	4,20	687 /70/	12	2403 /245/	0,29	3,43
Stan wyjściowy normalizowany	0,75	883 /90/	2	3414 /348/	0,26	0,52	883 /90/	2	3483 /355/	0,25	0,51	844 /86/	2	3610 /368/	0,29	0,47
	3	903 /92/	3	3218 /328/	0,27	0,81	893 /91/	3	3296 /336/	0,27	0,81	863 /88/	2	3375 /344/	0,26	0,51
	12	804 /82/	7	2708 /276/	0,30	2,08	804 /82/	6	2786 /284/	0,29	1,73	795 /81/	4	2943 /300/	0,27	1,08
Stan wyjściowy normalizowany	48	667 /68/	16	2256 /230/	0,30	4,73	706 /72/	11	2452 /250/	0,29	3,17	765 /78/	8	2600 /265/	0,29	2,35
	0,75	873 /89/	2	3443 /351/	0,25	0,51	893 /91/	2	3551 /362/	0,25	0,50	844 /86/	2	3679 /375/	0,23	0,46

Tablica 2 /ciąg dalszy/

Temp. wyżarz. nie w °C	Czas wyżarz. w godz.	Zelino 4					Zelino 5					Zelino 6				
		R_m	A_5	HB	m	R	R_m	A_5	HB	m	R	R_m	A_5	HB	m	R
Stan wyjściowy normalizowany	0,75	834 /85/	2	3434 /350/	0,24	0,49	755 /77/	2	3522 /359/	0,21	0,43	638 /65/	2	3581 /365/	0,18	0,36
	0,75	824 /84/	3	2845 /290/	0,29	0,87	804 /82/	3	2884 /294/	0,28	0,84	706 /72/	2	2865 /292/	0,25	0,49
	12	638 /65/	12	2188 /223/	0,29	3,50	667 /68/	10	2325 /237/	0,29	2,87	657 /67/	5	2521 /257/	0,26	1,31
1023 /750/	12	569 /58/	17	1982 /202/	0,29	4,88	598 /61/	15	2119 /216/	0,28	4,24	628 /64/	8	2276 /232/	0,28	2,21
	48	530 /54/	20	1864 /192/	0,28	5,65	549 /56/	17	1982 /202/	0,28	4,71	598 /61/	11	2178 /222/	0,28	3,02
	0,75	873 /89/	3	3061 /312/	0,29	0,86	824 /84/	3	3071 /313/	0,27	0,80	706 /72/	2	3071 /313/	0,23	0,46
993 /720/	3	706 /72/	10	2374 /242/	0,30	2,98	706 /72/	8	2433 /248/	0,29	2,38	677 /69/	4	2649 /270/	0,26	1,04
	12	569 /60/	16	2040 /208/	0,29	4,61	618 /63/	13	2197 /224/	0,28	3,66	638 /65/	6	2345 /239/	0,27	1,63
	48	540 /55/	19	1923 /196/	0,28	5,34	552 /58/	16	2070 /211/	0,28	4,40	608 /62/	9	2237 /228/	0,27	3,45
953 /680/	0,75	893 /91/	3	3198 /326/	0,28	0,83	844 /86/	3	3296 /336/	0,26	0,77	687 /71/	2	3335 /340/	0,21	0,42
	3	785 /80/	6	2717 /277/	0,29	1,74	795 /81/	5	2815 /287/	0,28	1,41	716 /73/	3	2953 /301/	0,24	0,73
	12	628 /64/	13	2188 /223/	0,29	3,73	667 /68/	10	2394K/244/	0,28	2,79	687 /70/	5	2551 /260/	0,26	1,35
903 /630/	48	569 /58/	17	2001 /204/	0,29	4,84	598 /61/	13	2178 /222/	0,28	3,57	657 /67/	7	2354 /240/	0,28	1,96
	0,75	863 /88/	2	3375 /344/	0,26	0,51	824 /84/	2	3502 /357/	0,24	0,47	647 /66/	-	3492 /356/	0,19	-
	3	883 /90/	3	3178 /324/	0,28	0,83	844 /86/	3	3237 /330/	0,26	0,78	677 /69/	2	3316 /338/	0,20	0,41
903 /630/	12	765 /78/	6	2472 /252/	0,31	1,86	775 /79/	5	2757 /281/	0,28	1,41	726 /74/	3	2884 /294/	0,25	0,75
	48	628 /64/	13	2188 /223/	0,29	3,73	667 /68/	9	2403 /245/	0,28	2,50	677 /69/	5	2551 /260/	0,27	1,33

Tablica 3

Właściwości mechaniczne R_m , A_5 i HB próbek BH po wyżarzaniu sferoidyzującym w temperaturze 950°C /680°C/ oraz wartości m i R

Czas wyżarzenia w godz.	Zeliwo 1				Zeliwo 2				Zeliwo 3						
	R_m w MN/m ² / w KG/mm ² /	A_5 %	HB w MN/m ² / w KG/mm ² /	m	R	R_m w MN/m ² / w KG/mm ² /	A_5 %	HB w MN/m ² / w KG/mm ² /	m	R	R_m w MN/m ² / w KG/mm ² /	A_5 %	HB w MN/m ² / w KG/mm ² /	m	R
0,75	932 /95/	4	2943 /300/	0,32	1,27	922 /94/	3	3090 /315/	0,30	0,90	952 /97/	3	3169 /323/	0,30	0,90
3	706 /72/	9	2384 /243/	0,30	2,67	746 /76/	7	2511 /256/	0,30	2,08	824 /86/	5	2708 /276/	0,30	1,54
12	647 /66/	11	2119 /216/	0,31	3,36	657 /67/	9	2276 /232/	0,29	2,60	736 /75/	8	2492 /254/	0,30	2,36
48	608 /62/	12	1982 /202/	0,31	3,68	618 /63/	11	2099 /214/	0,30	3,24	687 /70/	9	2246 /229/	0,31	2,75
Czas wyżarzenia w godz.	Zeliwo 4				Zeliwo 5				Zeliwo 6						
	R_m w MN/m ² / w KG/mm ² /	A_5 %	HB w MN/m ² / w KG/mm ² /	m	R	R_m w MN/m ² / w KG/mm ² /	A_5 %	HB w MN/m ² / w KG/mm ² /	m	R	R_m w MN/m ² / w KG/mm ² /	A_5 %	HB w MN/m ² / w KG/mm ² /	m	R
0,75	863 /86/	4	2992 /305/	0,29	1,15	834 /85/	3	3041 /310/	0,29	0,88	804 /82/	1	3139 /320/	0,26	0,26
3	716 /73/	6	2511 /256/	0,29	1,71	726 /74/	4	2580 /263/	0,28	1,12	706 /72/	2	2717 /277/	0,26	0,52
12	638 /65/	9	2158 /220/	0,30	2,57	679 /69/	7	2315 /236/	0,29	2,04	657 /67/	3	2551 /260/	0,26	0,77
48	579 /59/	11	2040 /208/	0,28	3,12	618 /63/	9	2148 /219/	0,29	2,59	638 /65/	6	2394 /244/	0,27	1,60

W tabelicy podano jednocześnie wartości wskaźników m i R [19], gdzie:

$$m = \frac{R_m}{HB} ; \quad R = \frac{R_m \cdot A_5}{HB} .$$

W tabelicy 3 podano wartości R_m , A_5 i HB dla próbek BH po wyżarzaniu sferoidyzującym. Podobnie, jak poprzednio, wartości R_m i A_5 są średnimi arytmetycznymi z trzech pomiarów, a wartości HB - z dziewięciu pomiarów. W tabelicy podano również wartości wskaźników m i R .

W tabelicy 4 podano wyniki badania udarności dla próbek B po wyżarzaniu sferoidyzującym w temperaturze 993°K / 720°C /. W tabelicy umieszczono również wyniki badania udarności próbek w stanie wyjściowym po wyżarzaniu wstępnym w temperaturze 1323°K / 1050°C /. W tabelicy podano wartość wskaźnika C [19],

$$C = \frac{U}{R} ;$$

gdzie:

U - udarność w kJ/m^2 / kGm/cm^2 /,

R - wskaźnik z tabelicy 2 dla temperatury 993°K / 720°C />.

4. Opracowanie wyników

Żeliwo w stanie surowym posiada niskie właściwości mechaniczne, w szczególności niskie wydłużenie i udarność /tabl.1/. Im więcej w żelwie manganu, tym jego właściwości takie, jak wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie i udarność są niższe; natomiast twardość jest wyższa. Nikiel obniża dodatkowo wspomniane właściwości. Otrzymany dla stanu surowego żeliwa układ właściwości mechanicznych należy przypisać w pierwszym rzędzie strukturze. Żeliwo 1 posiadało w stanie surowym strukturę perlityczną, natomiast pozostałe żeliwo 2,3 oraz 4,5 i 6 perlityczno-cementytową. Ilość cementytu ledeburytycznego była zależna od zawartości

Tablica 4

Udarność próbek B po wyżarzaniu sferoidalizującym w temperaturze 993° K / 720°C /
oraz wartość C

Czas wyżarza- nia w podz.	Rodzaj żeliwa											
	Żeliwo 1		Żeliwo 2		Żeliwo 3		Żeliwo 4		Żeliwo 5		Żeliwo 6	
	U w kJ/m ² /w kGm/ cm ² /	C	U w kJ/m ² /w kGm/ cm ² /	C	U w kJ/m ² /w kGm/ cm ² /	C	U w kJ/m ² /w kGm/ cm ² /	C	U w kJ/m ² /w kGm/ cm ² /	C	U w kJ/m ² /w kGm/ cm ² /	C
wyjściowe	168 /1,7/	324 /3,3/	147 /1,5/	294 /3,0/	78 /0,8/	167 /1,7/	157 /1,6/	324 /3,3/	78 /0,8/	186 /1,9/	49 /0,5/	137 /1,4/
3	451 /4,6/	137 /1,4/	255 /2,6/	96 /1,0/	137 /1,4/	78 /0,9/	392 /4,0/	128 /1,3/	118 /1,2/	49 /0,5/	59 /0,6/	59 /0,6/
12	1167 /12,1/	216 /2,2/	509 /6,0/	137 /1,4/	294 /3,0/	88 /0,9/	667 /7,0/	147 /1,5/	147 /1,5/	39 /0,4/	78 /0,8/	49 /0,5/
48	1256 /12,6/	196 /2,0/	687 /7,0/	137 /1,4/	353 /3,6/	78 /0,8/	785 /8,0/	147 /1,5/	255 /2,6/	59 /0,6/	108 /1,1/	39 /0,4/

manganu i zarówno w żeliwie 2 i 3, jak i 4,5 i 6 rosła ze wzrostem zawartości manganu. Znaczny wpływ na właściwości wykazały także: segregacja składników chemicznych /w tym głównie manganu/, stan naprężeń wewnętrznych, stan struktury krystalicznej ferrytu i inne czynniki.

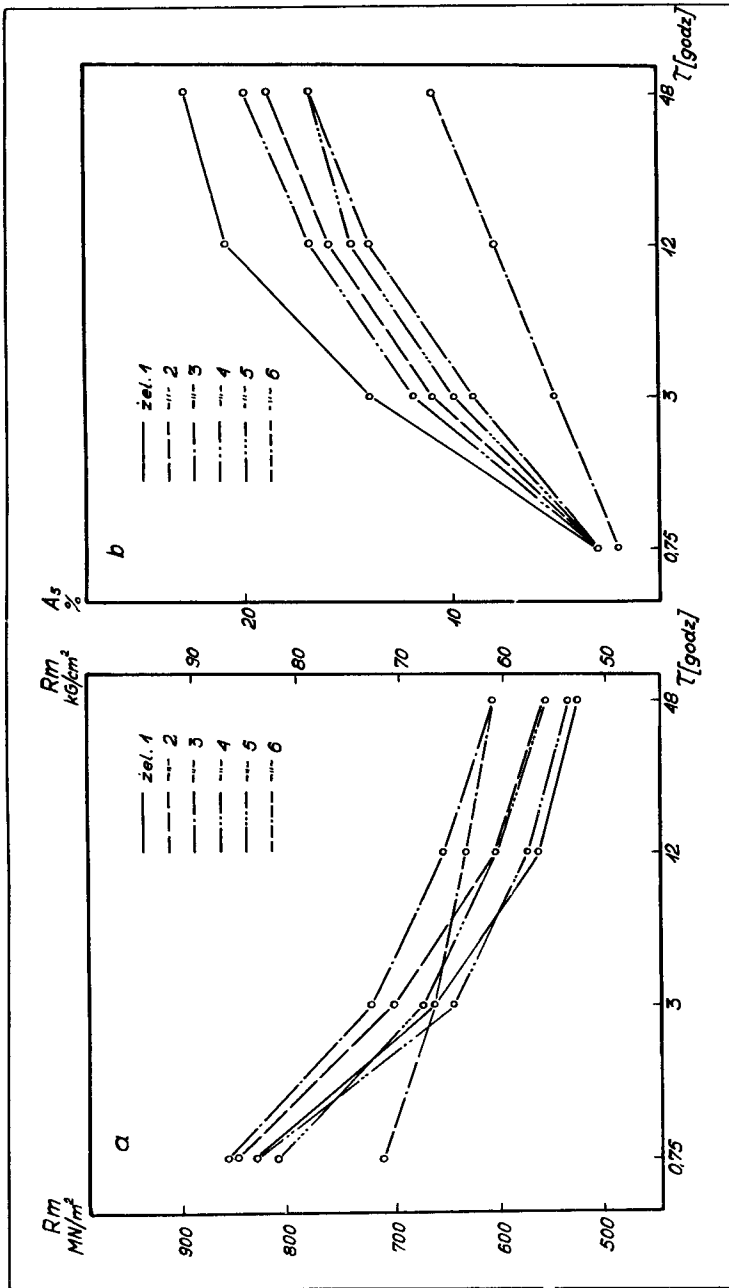
W literaturze określa się wpływ wzrastającej zawartości manganu na właściwości mechaniczne żeliwa w stanie surowym jako dodatni [13], względnie dodatni do zawartości 2,5 %, a powyżej 2,5 % jako ujemny [7], lub też nieznacznie ujemny [3]. Wpływ manganu na właściwości plastyczne określa się zawsze jako ujemny, bez względu na to, czy żeliwo znajduje się w stanie surowym czy wyżarzonym [3,4,7,10,13]. Wpływ niklu określony jest w literaturze jako dodatni dla właściwości wytrzymałościowych i ujemny dla plastycznych [13,7]. Wyniki niniejszych badań są więc niezupełnie zgodne z danymi z literatury.

Wyżarzanie wstępne w temperaturze 1323°K / 1050°C /, z podchłodzeniem w piecu do temperatury 1153°K / 880°C / i dochłodzeniem w powietrzu do temperatury pokojowej, znacznie poprawiło właściwości mechaniczne /tabl. 2 i 4/. Wytrzymałość na rozciąganie dla żeliwa bezniklowego wzrosła o 35 - 83 %, przy czym im więcej w żeliwie manganu, tym wzrost procentowy wytrzymałości wyższy. W żeliwie z niklem wzrost ten wynosi 38 - 54% przy czym obserwuje się podniesienie wzrostu procentowego wytrzymałości przy podniesieniu zawartości manganu od 0,83 do 1,15 % i spadek przy zawartości 1,5 %. Twardość żeliwa wzrasta również i wynosi 18 - 22 % dla żeliwa bezniklowego oraz 14 - 15 % dla żeliwa z niklem. Maksymalny wzrost procentowy twardości przypada dla żeliwa bezniklowego i maleje, gdy ilość manganu w żeliwie rośnie. Dla żeliwa niklowego wzrost procentowy twardości jest praktycznie stały i niezależny od zawartości manganu. Bardzo poważnie, bo o około 100 % wzrosło wydłużenie i udarność żeliwa. Tą wszechstronnie korzystną zmianę właściwości mechanicznych żeliwa, z wyjątkiem zmiany twardości, należy przypisać zarówno grafityzacji cementytu ledeburytycznego jak i częściowemu ujednorodnianiu i normalizacji.

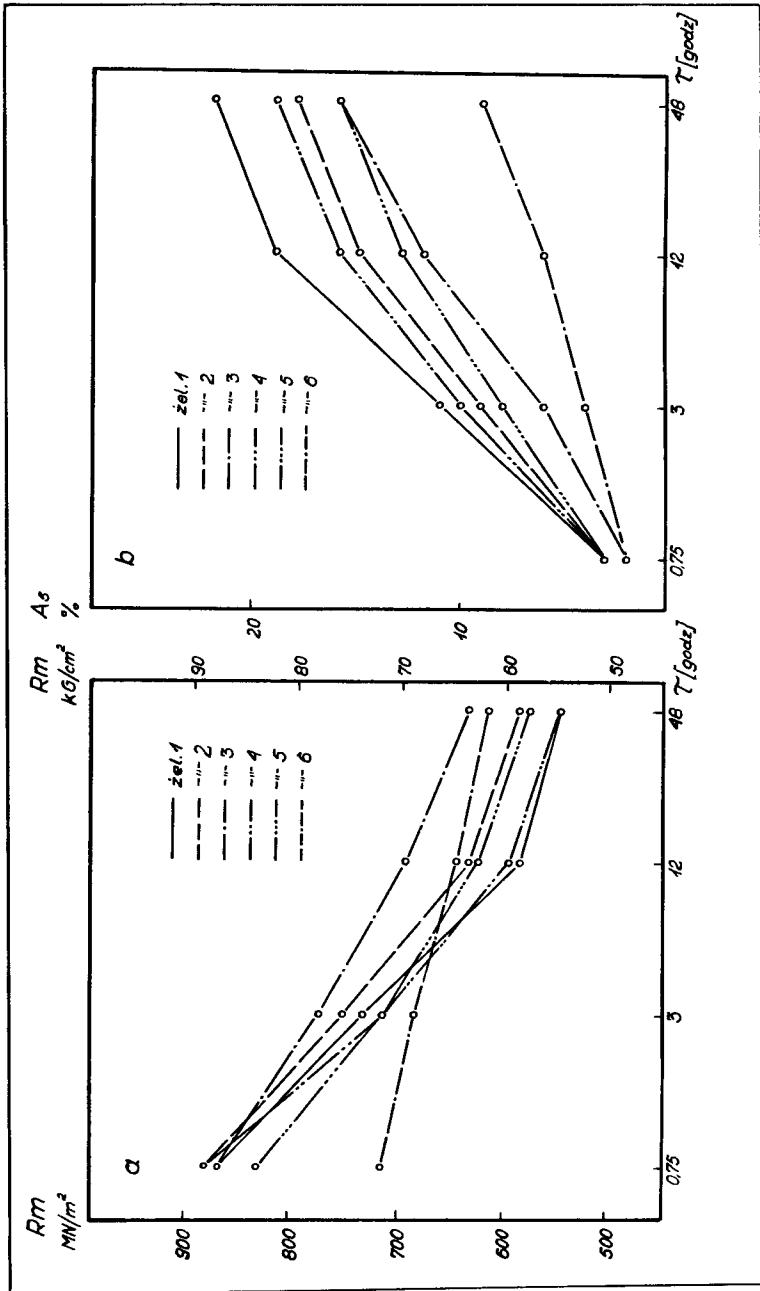
Wpływ zawartości manganu na bezwzględną wartość wytrzymałości na rozerwanie jest różny dla żeliwa bezniklowego i żeliwa z niklem. W pierwszym wytrzymałość rośnie do zawartości 1,15 % Mn żeliwa 2 a przy dalszym wzroście zawartości manganu maleje, natomiast w drugim każde podniesienie zawartości manganu wywołuje obniżenie wytrzymałości. W żeliwie z niklem utrzymuje się nadal ujemny wpływ manganu taki, jaki istniał dla stanu surowego. Natomiast wpływ wzrastającej zawartości manganu, jak i wpływ niklu na bezwzględne wartości wydłużenia i udarności jest po normalizacji ujemny, podobnie jak dla stanu surowego.

Otrzymane w badaniach wyniki w odniesieniu do wpływu manganu na właściwości mechaniczne żeliwa po normalizacji są zgodne z danymi z literatury, natomiast w odniesieniu do wpływu niklu są one z owymi danymi niezgodne [9] .

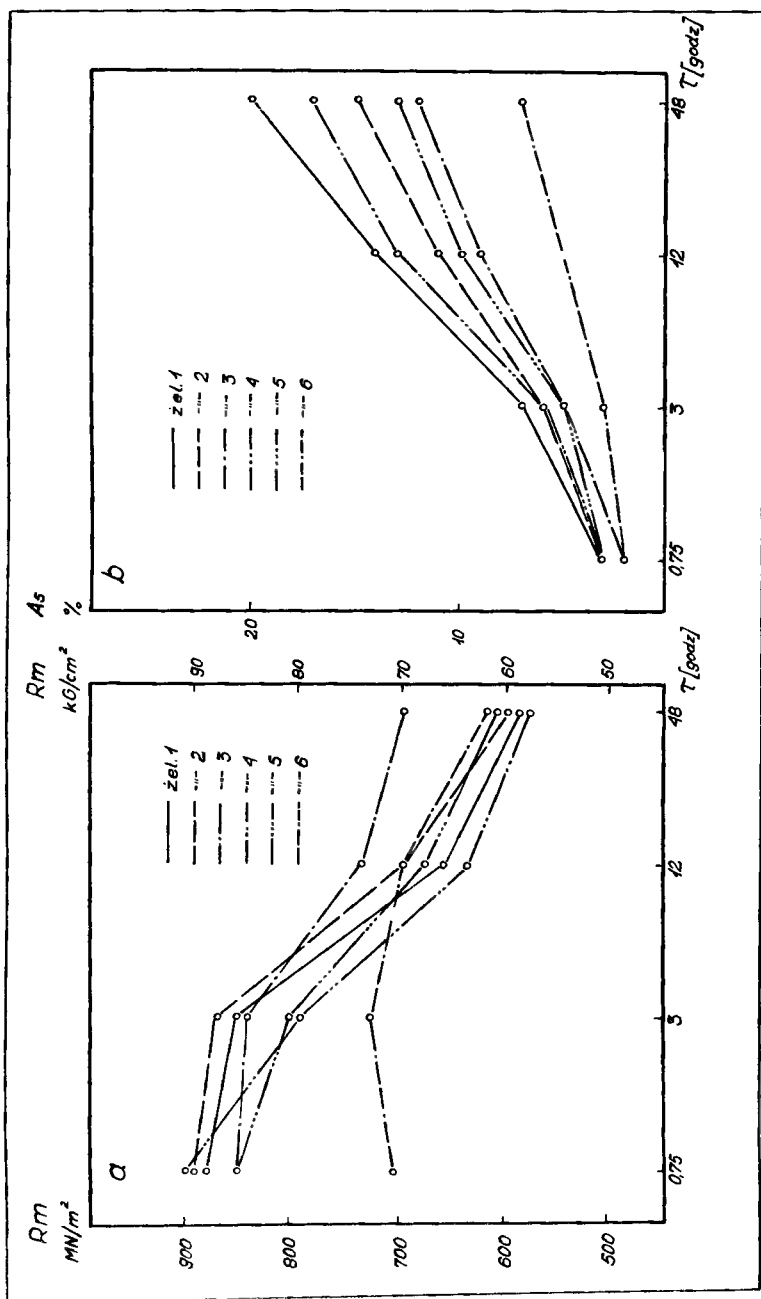
Na rysunkach 2,3,4 i 5 przedstawiono wyniki badania wytrzymałości na rozciąganie R_m i wydłużenia A_5 próbek B po wyżarzaniu w temperaturze podkrytycznej. Wykresy zmian właściwości przedstawiono w układach półlogarytmicznych R_m - log. czasu oraz A_5 - log. czasu. Z wykresów wynika, że wyżarzanie w temperaturze $1023^{\circ}\text{K} / 750^{\circ}\text{C}$ / wywołuje wraz z upływem czasu ciągły spadek wytrzymałości na rozciąganie R_m . Największy spadek R_m w stosunku do logarytmu czasu przypada na początkową fazę wyżarzania, natomiast w miarę upływu czasu spadek ten maleje. Najintensywniej wytrzymałość obniża się dla żeliwa 1, natomiast najsłabiej dla żeliwa 6. W żeliwie bezniklowym wyżarzanie w czasie 0,75 godziny powoduje, że wpływ manganu na wytrzymałość R_m staje się dodatni, to znaczy im więcej manganu w żeliwie, tym wyższa jest jego wytrzymałość. Ponadto stwierdza się, że im dłuższy jest czas wyżarzania, tym dodatni wpływ manganu jest silniejszy. W żeliwie z niklem ujemny wpływ manganu dla stanu wyjściowego maleje wraz z upływem czasu wyżarzania, by po kilkunastu godzinach zmienić się na dodatni. Również w tym wypadku wpływ dodatni staje się silniejszy w miarę upływu czasu. Wpływ niklu objawia się ogólnym zmniejszeniem spadku wytrzymałości na rozciąganie wraz z upływem czasu, a po-



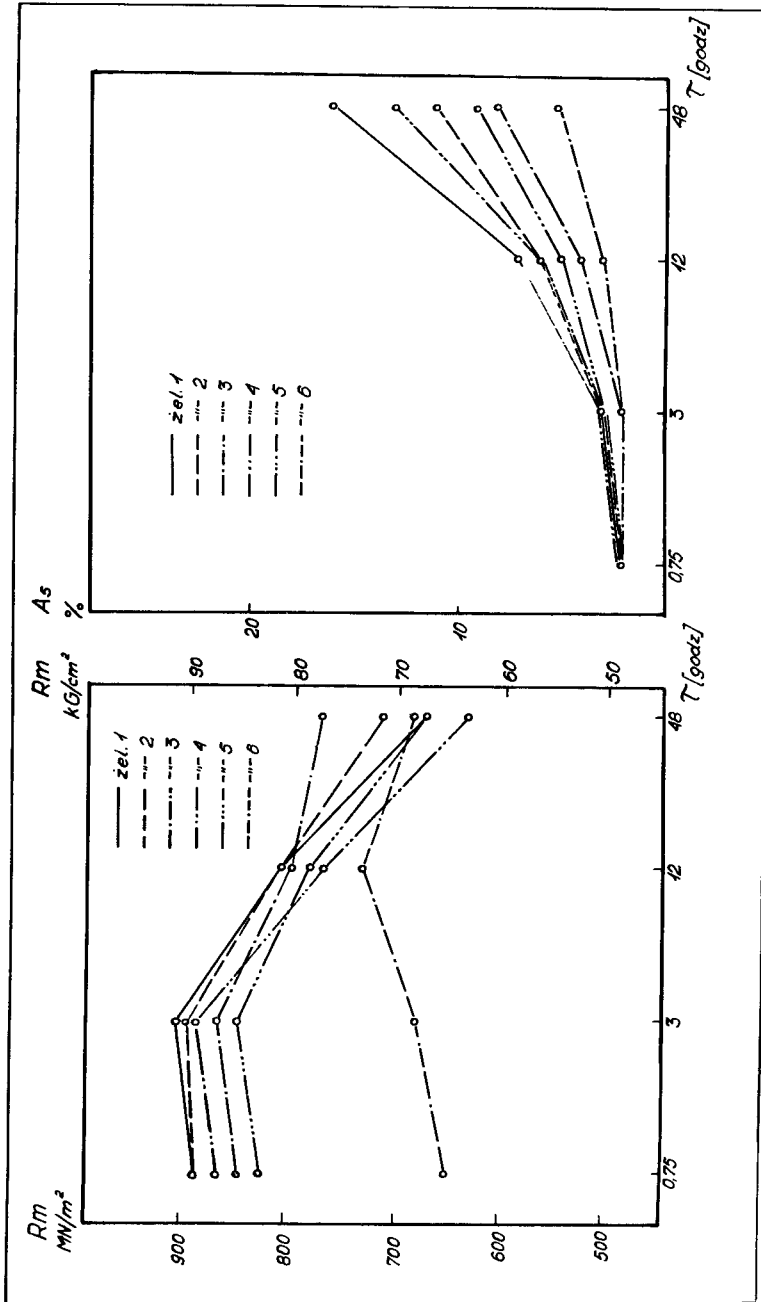
Rys. 2. Wpływ czasu wyżarzania w temperaturze 1023°K / 750°C/ na wytrzymałość R_m /a/ oraz wydłużenie A_5 /b/ próbek B



Rys. 3. Wpływ czasu wyżarzania w temperaturze 993 K / 720°C/ na wytrzymałość R_m /a/ oraz wydłużenie A_5 /b/ próbek B



Rys. 4. Wpływ czasu wyżarzania w temperaturze 953°K / 680°C / na wytrzymałość R_m / a / oraz wydłużenie A_5 / b / próbek B



Rys. 5. Wpływ czasu wyżarzania w temperaturze 903 °K / 630 °C / na wytrzymałość R_m / a / oraz wydłużenie A_5 / b / próbek B

nadto opóźnieniem pojawienia się momentu przejścia z ujemnego na dodatnie oddziaływanie manganu. Wyżarzanie w temperaturze 993°K / 720°C / wywiera podobny wpływ na zmiany wytrzymałości R_m , jak wyżarzanie w temperaturze 1023°K / 750°C /, a więc wytrzymałość obniża się w sposób ciągły w miarę czasu wyżarzania. Wpływ manganu na wytrzymałość w żeliwie bezniklowym 1,2 i 3 początkowo niezdecydowany /podobny, jak w żeliwie wyżarzonym wstępnie/ staje się po kilkudziesięciu minutach dodatni. W żeliwie z niklem /4,5 i 6/ początkowo ujemny wpływ manganu staje się po kilkunastu godzinach również dodatni z tym, że ten czas zmiany wpływu manganu jest dłuższy niż dla temperatury 1023°K / 750°C /. Wpływ niklu jest podobny, jak podczas wyżarzania w temperaturze 1023°K / 750°C /.

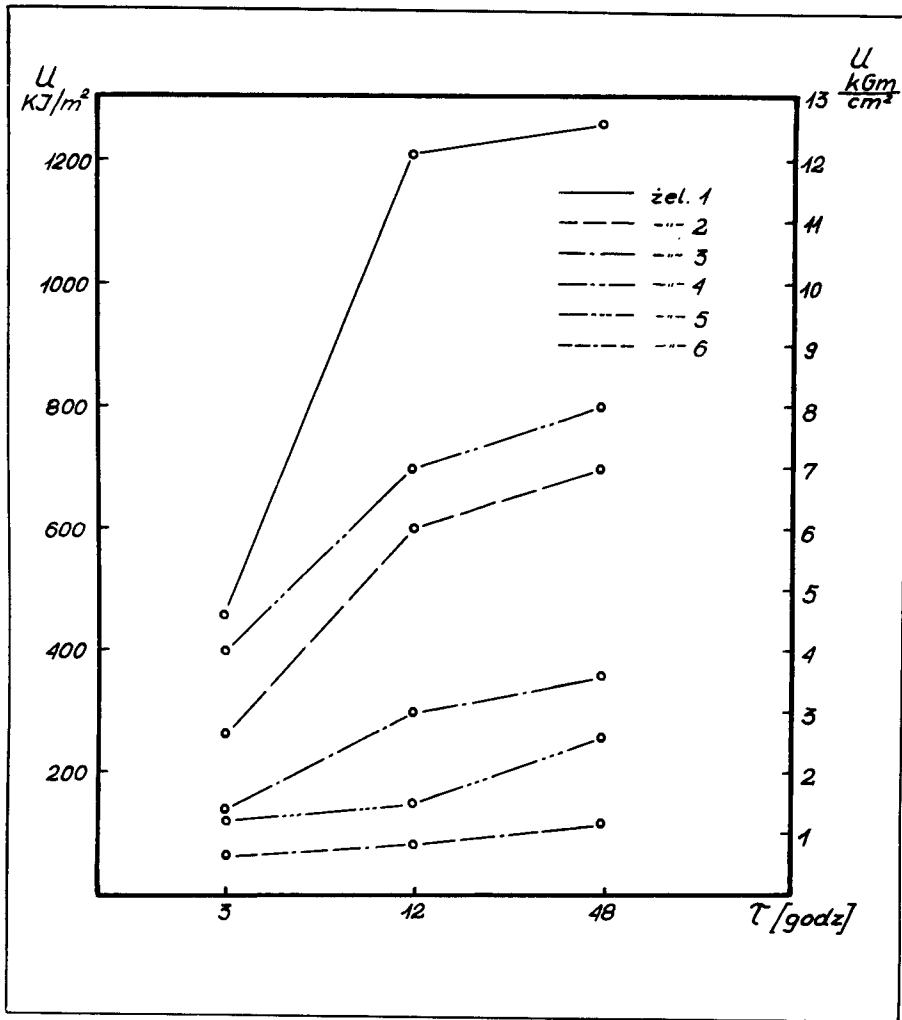
Wpływ wyżarzania w temperaturze 953°K / 680°C / na wytrzymałość można podzielić na trzy fazy. W fazie początkowej intensywność spadku wytrzymałości w stosunku do logarytmu czasu jest mała, w fazie środkowej duża i znów w fazie końcowej mała. Żeliwo 6 zachowuje się nieco inaczej. W fazie początkowej jego wytrzymałość nie tylko nie maleje, ale nieco rośnie, w środkowej maleje nieznacznie, a w końcowej maleje silnie. Niezdecydowany dla stanu wyjściowego żeliwa 1,2,3 wpływ manganu dopiero po kilku godzinach staje się dodatni. Podobnie początkowy ujemny wpływ manganu dla żeliwa 4,5 i 6 przechodzi w dodatni, przy czym moment przejścia przypada po dłuższym czasie niż podczas wyżarzania w temperaturze 993°K / 720°C /. Obecność niklu powoduje, że żeliwo 4, o najmniejszej zawartości manganu, ma intensywniejszy niż odpowiednie żeliwo beznikłowe spadek wytrzymałości w fazie początkowej. Żeliwo 5, o średniej zawartości manganu, ma taki sam spadek wytrzymałości, jak odpowiednie żeliwo beznikłowe, a żeliwo 6, o najwyższej zawartości manganu, wykazuje nawet wzrost wytrzymałości. Zmiana wytrzymałości R_m podczas wyżarzania w temperaturze 903°K / 630°C / charakteryzuje się dwoma fazami. W pierwszej, początkowej fazie, następuje wzrost wytrzymałości we wszystkich badanych gatunkach żeliwa, a w drugiej - spadek wytrzymałości. Po zakończeniu pierwszej fazy wpływ manganu na wytrzymałość żeliwa bezni-

klowego jest ujemny, wpływ ten w drugiej fazie maleje, po czym przechodzi w dodatni. W żeliwie z niklem wpływ manganu ujemny w pierwszej fazie i w początkach drugiej - pod koniec fazy drugiej przechodzi w dodatni.

Wpływ czasu wyżarzania w poszczególnych temperaturach na wydłużenie A_5 jest zawsze dodatni. Wydłużenie dla wszystkich gatunków żeliwa rośnie z upływem czasu z tym, że intensywność wzrostu w stosunku do logarytmu czasu w temperaturze $1023^{\circ}\text{K} / 750^{\circ}\text{C} /$ przypada na początek wyżarzania, natomiast w miarę obniżania temperatury przesuwa się w czasie, by w temperaturze $903^{\circ}\text{K} / 630^{\circ}\text{C} /$ przypaść na końcową fazę wyżarzania. Wpływ manganu i niklu na wydłużenie jest przy każdej temperaturze wyżarzania jednoznaczny i bardzo wyraźny. Zarówno mangan, jak i nikiel obniżają wydłużenie i to oddziaływanie jest tym wyraźniejsze, im dłuższy jest czas wyżarzania.

Twardość żeliwa zmniejsza się w sposób ciągły w miarę upływu czasu wyżarzania z tym, że najszybszy spadek twardości w stosunku do logarytmu czasu przypada w temperaturze $1023^{\circ}\text{K} / 750^{\circ}\text{C} /$ na początkowy okres wyżarzania, natomiast w temperaturze $903^{\circ}\text{K} / 630^{\circ}\text{C} /$ - na końcowy. Mangan zmniejsza intensywność spadku twardości w czasie wyżarzania zarówno w żeliwie bezniklowym, jak i w żeliwie z niklem. Nikiel zmniejsza również intensywność spadku twardości w czasie wyżarzania, co w konsekwencji prowadzi do uzyskania przez żeliwo z niklem wyższej twardości po 48 godzinach wyżarzania w temperaturze $1023^{\circ}\text{K} / 750^{\circ}\text{C} /$ i $993^{\circ}\text{K} / 720^{\circ}\text{C} /$ - w stosunku do odpowiedniego żeliwa bezniklowego.

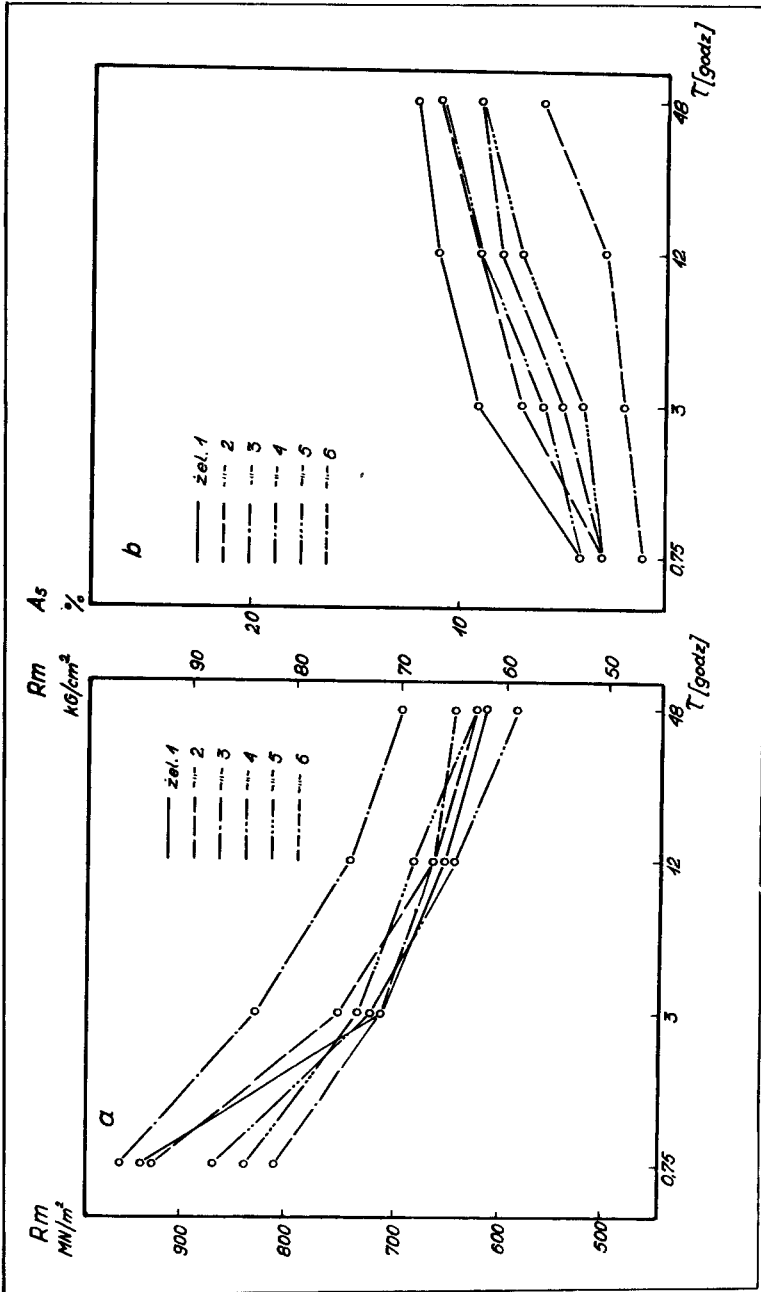
Wpływ czasu wyżarzania sferoidyzującego w temperaturze $993^{\circ}\text{K} / 720^{\circ}\text{C} /$ na udarność żeliwa przedstawia rysunek 6. Z rysunku widać, że czas wyżarzania /w zakresie stosowanych czasów/ wpływa dodatnio na udarność. Im dłuższy czas wyżarzania, tym udarność wyższa. Z wykresów wynika ponadto, że korzystny wpływ czasu maleje w miarę wzrostu zawartości manganu i w obecności niklu, przy czym wzajemne relacje udarności dla poszczególnych gatunków żeliwa pozostają bez zmiany. Zmniejszenie udar-



Rys.6. Wpływ czasu wyżarzania w temperaturze 993°K / 720°C / na udarność próbek B

ności żeliwa, jako wynik obecności manganu, lub manganu i niklu, w stosunku do udarności żeliwa 1 wynosi: dla żeliwa 2 około 48 %, dla żeliwa 3 około 72 %, dla żeliwa 4 około 40 %, dla żeliwa 5 około 80 % i dla żeliwa 6 około 90 %. Podane procentowe zmniejszenie udarności jest prawie niezależne od czasu wyżarzania.

Rysunek 7 przedstawia wykresy obrazujące wpływ czasu wyżarzania sferoidyzującego na wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie dla żeliwa



rys. 7. Wpływ czasu wyżarzania w temp. 955°K / 680°C / na wytrzymałość R_m / a / i wydłużenie A_5 / b / próbek BH

hartowanego /próbki BH/. Porównując wykresy tego rysunku z wykresami dla próbek B wyżarzanych w temperaturze 953°K / 680°C / widać wyraźnie, że jeżeli dla próbek B intensywność spadku wytrzymałości R_m z upływem czasu wyżarzania jest w początkowej fazie mała, to dla próbek BH jest ona duża. W fazie drugiej intensywność ta jest dla próbek B większa niż dla próbek BH, a w fazie trzeciej próbki B i BH charakteryzują się tą samą intensywnością spadku. Porównując ze sobą wartości R_m dla próbek B i BH dla każdego gatunku żeliwa i każdego czasu wyżarzania stwierdzono, że dla żeliwa 1,2,3 i 6 próbki BH posiadają po 0,75 godziny wyżarzania wyższe wartości R_m od próbek B, natomiast dla żeliwa 4 i 5 próbki BH mają nieznacznie mniejsze wartości R_m od próbek B. Po trzech godzinach wyżarzania próbki B mają dla wszystkich gatunków żeliwa wyższe wartości R_m od próbek BH. Po dłuższym czasie wyżarzania /12 i 48 godzin/ wartości R_m są dla obu rodzajów próbek w obrębie każdego gatunku żeliwa równe lub nieznacznie różnią się od siebie. Wydłużenie A_5 w próbkach BH wzrasta z upływem czasu wyżarzania znacznie słabiej niż dla próbek B. Przy krótkich czasach wyżarzania oraz przy małej zawartości manganu i niklu w żeliwie, wydłużenie próbek BH jest równe lub wyższe od wydłużenia próbek B, natomiast dla żeliwa bogatszego w mangan i nikiel oraz dla dłuższych czasów wyżarzania, wydłużenie próbek B jest wyższe od wydłużenia próbek BH. Wydłużenie próbek B po wyżarzeniu w 48 godzinach jest wyższe o 17 - 72 % od wydłużenia próbek BH, przy czym im więcej manganu w żeliwie, tym różnica wyrażona w procentach jest mniejsza. Twardość próbek B dla wszystkich gatunków żeliwa jest wyższa od twardości próbek BH, dopiero po długim czasie wyżarzania /48 godzin/ w żeliwie 4,5 i 6 twardość próbek B i BH są sobie równe.

Podany w tablicy 2 wskaźnik m przyjmuje wartości 0,19 - 0,31, przy czym w przeważającej większości wypadków wskaźnik przyjmuje wartości 0,27 - 0,30. Czas wyżarzania nie ma wpływu na wartość wskaźnika m dla żeliwa 1 i 2, ujawnia się dopiero w miarę podnoszenia zawartości manganu a szczególnie przy jednocześnie wysokiej zawartości manganu

i obecności niklu oraz w niskiej temperaturze wyżarzania. Na przykład dla żeliwa 6 wyżarzanego w temperaturze 903°K / 630°C / wartość m rośnie od 0,19 dla czasu 0,75 godziny do 0,27 dla 48 godzin. Porównanie wartości wskaźnika m dla żeliwa surowego /tabl.1/, żeliwa po wyżarzeniu wstępnym oraz po wyżarzeniu sferoidyzującym wskazuje wyraźnie na dodatni wpływ wyżarzania wstępnego, a w szczególności wyżarzania sferoidyzującego.

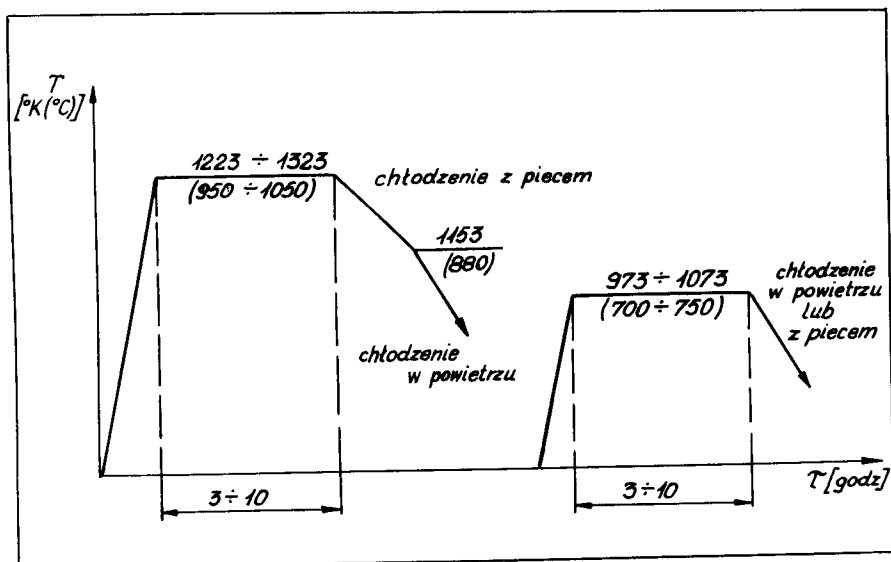
W tablicy 3 podane są wartości wskaźnika m dla próbek BH wyżarzonych w temperaturze 993°K / 720°C /. Porównując je z wartościami m dla próbek B wyżarzonych w tej samej temperaturze stwierdzić można, że na ogół nieco wyższe wartości posiadają próbki BH. Wynika to stąd, że przy niewielkich różnicach między wytrzymałością na rozciąganie dla próbek B i BH, próbki B mają na ogół wyższą twardość.

Wskaźnik R ma dla próbek B tym wyższą wartość, im wyższa temperatura i im dłuższy czas wyżarzania oraz im mniej manganu i niklu zawiera żeliwo. Wobec praktycznie stałej wartości wskaźnika m wskaźnik R wyraża przede wszystkim zmiany wydłużenia. Porównując wartość wskaźnika R dla żeliwa surowego, wyżarzonego wstępnie i wyżarzonego sferoidyzująco wyraźnie uwidacznia się, podobnie jak dla wskaźnika m , korzystne oddziaływanie wyżarzania wstępnego i sferoidyzującego.

Analiza wskaźnika C /tabl. 1 i 4/ nie wykazuje, ażeby mógł on być miernikiem jakości żeliwa.

Jak wynika z przeprowadzonej analizy obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego poprzez wyżarzanie sferoidyzujące prowadzi do otrzymania bardzo korzystnych właściwości mechanicznych. Wyżarzanie to gwarantuje otrzymanie stosunkowo wysokich właściwości plastycznych przy jednoczesnym zachowaniu wysokich właściwości wytrzymałościowych. W zależności od potrzeb można - przez przyjęcie odpowiednich warunków wyżarzania sferoidyzującego, a mianowicie temperatury i czasu wyżarzania - otrzymać różne wzajemne relacje właściwości mechanicznych. Ponieważ ze względów ekonomicznych korzystniej będzie przeprowadzić wyżarzanie w jak najkrótszym

czasie, wobec tego należy stosować maksymalną temperaturę wyżarzania 700 - 750°C a jako czynnik zmienny przyjmować jedynie czas wyżarzania. Chłodzenie po wyżarzaniu sferoidyzującym można przeprowadzić w powietrzu a dla odlewów o skomplikowanym kształcie - dla uniknięcia naprężeń cieplnych - w piecu. Schemat takiej obróbki cieplnej przedstawia rysunek 8.

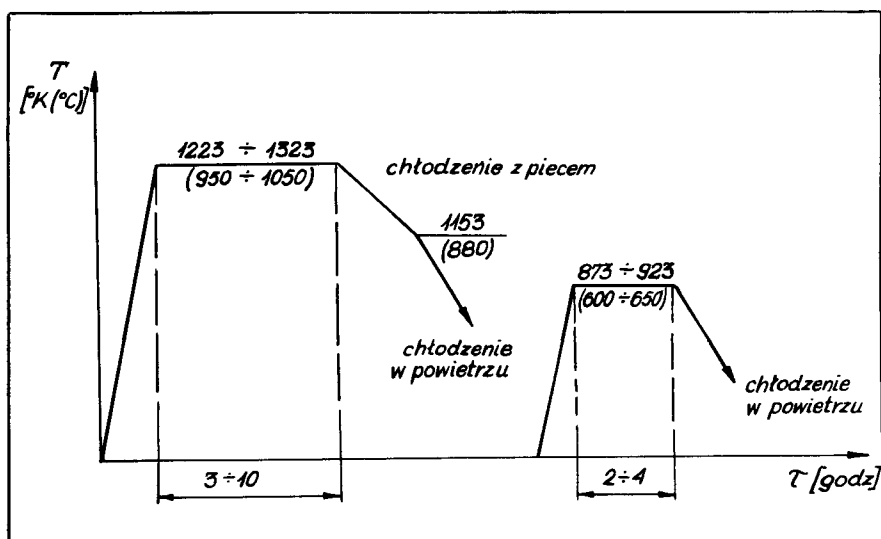


Rys.8. Schemat proponowanej obróbki cieplnej perlitycznego żeliwa sferoidalnego dla otrzymania cementytu kulkowego w osnowie

W badaniach stwierdzono, że wyżarzanie normalizowanego żeliwa perlitycznego w niskiej temperaturze 903°K /630°C/ wywołuje w początkowej fazie wyżarzania wzrost wytrzymałości na rozciąganie, przy czym twardość zmniejsza się, a wydłużenie oraz udarność rośnie. Sprawa ta wymaga jeszcze dokładniejszego przebadania dla ustalenia w pełni warunków obróbki, niemniej jednak otrzymane wyniki pozwalają zaproponować schemat takiej obróbki, przedstawiony na rysunku 9.

Analiza wyników wykazała również, że wprowadzenie do żeliwa manganu i niklu nie przynosi korzyści. Jeżeli odlewy z żeliwa sferoidalnego mają służyć jako elementy czysto konstrukcyjne, wówczas zawartość manganu

ni powinna być utrzymana w ilości około 0,7 %, tym bardziej że, jak wykazano w pracy [11], mangan utrudnia sferoidyzację cementytu.



Rys.9. Schemat proponowanej obróbki cieplnej perlitycznego żeliwa sferoidalnego dla osiągnięcia maksymalnych właściwości wytrzymałościowych

Przeprowadzone badania nie wykazały w żadnym wypadku ujemnego wpływu wyżarzania wstępnego w temperaturze $1323^{\circ}\text{K} / 1050^{\circ}\text{C}$ /. Wyżarzanie przeprowadzono w celu usunięcia cementytu ledeburycznego, niemniej jednak zaszło również pewne ujednorodnianie struktury, co korzystnie wpłynęło na strukturę po wyżarzaniu sferoidyzującym. Brak ujemnego wpływu tegoż wyżarzania należy tłumaczyć z jednej strony niepojawieniem się eutektyki fosforowej, mimo wysokiej temperatury zabiegu, a z drugiej - hamowaniem rozrostu ziarna ferrytu podczas wyżarzania sferoidyzującego.

5. Wnioski końcowe

1. Wyżarzanie żeliwa sferoidalnego dla uzyskania cementytu kulkowego pozwala na otrzymanie wysokich właściwości plastycznych, przy jednoczesnych wysokich właściwościach wytrzymałościowych.

2. Wyżarzanie wstępne w wysokiej temperaturze nadkrytycznej połączone z podchłodzeniem w piecu do temperatury nieco nadkrytycznej i do chłodzeniem w powietrzu, wpływa korzystnie na właściwości mechaniczne.

3. Mangan nie jest dodatkiem korzystnym dla żeliwa sferoidalnego z cementytem kulkowym. Mangan podnosi twardość a obniża wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie i udarność dla stanu surowego. W stanie normalizowanym podnosi twardość, podnosi wytrzymałość na rozciąganie do zawartości około 1 %, po czym ją obniża, obniża również wydłużenie i udarność. W stanie sferoidyzowanym podnosi twardość przy każdej długości czasu wyżarzania, podnosi także wytrzymałość na rozciąganie, lecz dopiero po pewnym czasie wyżarzania /tym dłuższym, im niższa temperatura zabiegu/ oraz silnie obniża wydłużenie i udarność.

4. Nikiel nie jest korzystnym dodatkiem dla żeliwa sferoidalnego z cementytem kulkowym. Nikiel obniża wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie i udarność dla stanu surowego i normalizowanego. W stanie sferoidyzowanym obniża wytrzymałość na rozciąganie a dopiero przy znacznym stopniu ferrytyzacji /długi czas wyżarzania/ i przy niskiej zawartości manganu /0,7 %/ podnosi ją, natomiast stale obniża wydłużenie i udarność.

5. Martenzytyczna struktura wyjściowa dla wyżarzania sferoidyzującego nie przynosi szczególnych korzyści w odniesieniu do właściwości mechanicznych. Może być wykorzystana dla osiągnięcia wysokich właściwości wytrzymałościowych przy dostatecznych plastycznych, w stosunkowo krótkim czasie wyżarzania w temperaturach podkrytycznych oraz przy niskiej zawartości manganu i niklu. Struktura ta przyczynia się do podniesienia wartości wskaźnika m , co jest korzystne dla obróbki przez skrawanie.

6. Dwuzabiegowa obróbka cieplna perlitycznego żeliwa sferoidalnego powinna być przeprowadzana, przy czym cel jej może być dwojaki: pierwszy, to osiągnięcie optymalnych właściwości mechanicznych dzięki otrzymaniu kulkowego cementytu; drugi, to osiągnięcie maksymalnych właściwości wytrzymałościowych przy dostatecznych plastycznych.

Literatura

1. Borchers H., Haberl G.: Über die Wärmebehandlung von Gusseisen mit lamellarer und sphärolithischer Graphitbildung. Giesserei. Techn.-Wiss. Beihefte. 1960, nr 30, str.1679.
2. Bylica A., Sakwa W.: Dobór parametrów dwustopniowego wyżarzania grafityzującego żeliwa sferoidalnego w świetle nowych badań. VI. Konf. PAN-STOP. Katowice 1968.
3. Cox G.: Der Einfluss der Zusammensetzung auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand und im geglühten Zustand. Giesserei, 1963, Z. 4, str. 92.
4. Cox G.: Entwicklung von besonderen mechanischen Eigenschaften in Gusseisenwerkstoffen mit Kugelgraphit. Giesserei, 1968, Z. 6, str. 127.
5. Czikel J.: Über komplexe Werkstoffkennwerte für Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei 1968, Z. 12, str. 345.
6. Gilbert G.N.I.: Influence of section size and annealing temperature on structure and mechanical properties of annealed nodule iron. BCIRA Journal, 1964, nr 5, str. 590.
7. Gulajew A.P., Saporow K.: Isledowanije wlijanja nikiela miedi i marganca na fazowyj sostaw i swojstwa czuguna s szarowidnym grafitom. Lit. Proizw. 1963, nr 6, str. 31.
8. Guterma S., Pisarienko S.: Wlijanje temperatury odżiga na miechaniczeskije swojstwa czuguna z szarowidnym grafitom i piererazpriedelenje fosfora. Fizika Metallow i Metallowiedenje, 1958, nr 2, str. 311.

9. Hazowa A.W., Demidowa T.G., Kunjajskij M.N.: Połączenie i termiczna obróbka czuguna z globularnym grafitom. Lit. Proizw. 1952, nr 4, str. 22.
10. Mühlberger H.: Über die statischen und dynamischen Festigkeitseigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit. Giesserei, 1960, Z. 22, str. 614.
11. Oleszycki H.: Mechanizm powstawania perlitu z cementytem kulkowym w żeliwie sferoidalnym w czasie zabiegów cieplnych. Praca doktorska. Promotor: prof.M.Dubowicki. Kraków A.G-H. Katedra Metaloznawstwa Odlewniczego 1970.
12. Oleszycki H.: Wyżarzanie żeliwa sferoidalnego w celu uzyskania cementytu kulkowego. Przegląd Odlewnictwa 1973, nr 4, str. 113.
13. Piaskowski I., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. PWT. Warszawa 1957.
14. Todorow R.P., Koszownik G.I.: Homogenizujuszczij odżig magniewowo czuguna. MITOM, 1962, nr 8, str. 10.
15. Waszczenko K.I., Awrińskij P.W., Firstow A.N., Śnieżko A.A., Budylin M.M.: Lityje kolenczatyje waży iz magniewowo czuguna dla dwigatieli motocikła K-650. Lit. Proizw. 1966, nr 9, str. 11.
16. Waszczenko K.I., Śnieżko A.A., Firstow A.N.: Technologia wytwarzania i własności wytrzymałościowe odlewanych wałów wykorbionych do silników motocyklowych. Przegl. Odł., 1969, nr 6, str. 201.
17. Waszczenko K.I., Todorow R.P., Koszownik G.I.: Wlijanje riezima odżiga magniewowo czuguna na jowo mechaniczeskije swojstwa. Lit. Proizw. 1960, nr 5, str. 28.
18. Wołoszczenko M.W., Litowka W.I., Zielenyj B.G.: Wlijanje mikrolegirowanja i termicznej obróbki na mechaniczeskije swojstwa czuguna z szarowidnym grafitom. MITOM, 1968, nr 5.
19. Wołoszczenko M.W.: Wysokoprocnyj czugun z ziernistym pierlitom. Lit. Proizw. 1957, nr 1, str. 17.
20. Zacharow W.A., Dokunin J.I.: Magniewyj czugun w awtomobilestrojenji. Lit. Proizw. 1961, nr 4, str. 7.

INFLUENCE OF DOUBLE SPHEROIDIZING UPON MECHANICAL
PROPERTIES OF SPHEROIDED GRAPHITE CAST IRON

/ Summary /

In the article there has been presented a survey of applied ways of spheroidal graphite cast iron heat treatment for achievement of spheroidized cementite in matrix.

Tests have been carried out of temperature and spheroidizing time influence upon mechanical properties of cast iron.

The influence of manganese and nickel upon the spheroidizing process, as well as upon the mechanical properties has been taken into consideration while testing.

ВЛИЯНИЕ ДВУКРАТНОГО СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕГО ОТЖИГА НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО ЧУГУНА

/Резюме/

В статье дан обзор применяемых способов термической обработки магниевого чугуна с целью получения сфероидального цементита в основе.

Проведены исследования влияния температуры и времени сфероидизирующего отжига на механические свойства чугуна.

В исследованиях принято во внимание влияние марганца и никеля на ход отжига и на механические свойства.

Henryk Oleszycki
Stanisław Dymski
Piotr Gancarek

OBROBKA MECHANICZNO-CIEPLNA STALI PATENTOWANEJ

Przeprowadzono badania taśmy patentowanej i sferoidyzowanej w celu określenia wpływu wielkości zgniotu i wyżarzania po zgniocie na jej właściwości mechaniczne i technologiczne.

Stwierdzono, że zgniot powoduje obniżenie granicy plastyczności, twardości i podwyższenie wydłużenia bez zmiany wytrzymałości na rozciąganie, a również wzrost liczby przegięć taśmy patentowanej. Zmiany właściwości mechanicznych taśmy sferoidyzowanej po zgniocie są inne, a mianowicie: wytrzymałość na rozciąganie, granica plastyczności, twardość - rosną, natomiast wydłużenie gwałtownie maleje. Wyżarzanie po zgniocie powoduje w obu rodzajach taśmy podwyższenie wytrzymałości na rozciąganie, granicy plastyczności i twardości. Wydłużenie w taśmie patentowanej ulega podwyższeniu, natomiast w taśmie sferoidyzowanej obniżeniu.

1. Wstęp

Obróbka mechaniczno-ciepła jest jedną z wielu obróbek podnoszących właściwości wytrzymałościowe części maszyn i urządzeń [5]. Polega ona na wywołaniu w obrabianym materiale odkształceń plastycznych a następnie wyżarzaniu w temperaturze nie przekraczającej temperatury rekrytalizacji.

Odształcenie plastyczne, jakie najczęściej jest spotykane, prowadzi do podniesienia właściwości wytrzymałościowych i obniżenia właściwości plastycznych oraz udurowienia [3,19]. Jednakże w pewnych przypadkach zmiany właściwości odbiegają od zmian ogólnie znanych. Na przykład wywołanie odształceń plastycznych w granicach 0,2 - 1 % powoduje przy późniejszym rozciąganiu obniżenie granicy plastyczności. Zjawisko to tłumaczone jest różnie, choć ostatnio najczęściej przyjmuje się wyjaśnienie wynikające z teorii dyslokacji o uwalnianiu, przez mały zgniot, dyslokacji z blokujących je atmosfer Cottrella [8,12,14]. Zjawisko to łączy się z pojęciem fizycznej /naturalnej/ granicy plastyczności. Fizyczna granica plastyczności występuje w stopach dwuskładnikowych, jak stal, stopy aluminium, mosiądże i inne. W tychże stopach nie występuje jednak wtedy, kiedy odształcenie plastyczne następuje bardzo wolno [2,5,8].

Innym przykładem odstępstwa jest efekt Bauschingera. Efekt ten występuje przy małych wartościach zgniotu 1 - 4 % i wiąże się z obniżeniem granicy plastyczności przy wtórnym odształcaniu dokonywanym obciążeniem o przeciwnym zwrocie [6,13,17,21]. Efekt występuje również wtedy, jeżeli pierwotne odształcenia mają inny kierunek niż wtórne [6,11,17,21]. Według nowszych poglądów inaczej definiujących efekt Bauschingera, może on pojawiać się również przy wyższych wartościach pierwotnych odształceń plastycznych, dochodzących nawet do 100 % [6,13]. Wpływ efektu Bauschingera według jego najstarszej i najczęściej spotykanej definicji może wystąpić również przy większych wartościach zgniotu, jeżeli zgniot dotyczy warstwy wierzchniej /podpowierzchniowej/, a badania właściwości mechanicznych przeprowadzane są dla całego przekroju [11,21].

Obróbkę mechaniczno-cieplną stosuje się nie tylko do materiałów w stanie wyżarzonym, lecz również ulepszonych cieplnie, a nawet hartowanych [4,7,18]. Według publikacji [4] powierzchniowe odształcenie plastyczne stali hartowanej prowadzi do podniesienia twardości, lecz im wyższa jest wartość zgniotu, tym niższy jest przyrost twardości, zaś powy-

żej pewnej wartości zgniotu następuje jej obniżenie nawet do wartości mniejszej od otrzymanej po hartowaniu.

Zabieg cieplny stosowany po odkształceniu plastycznym zwany wyżarzaniem odprężającym, starzeniem sztucznym lub starzeniem odkształceniowym z reguły podnosi właściwości wytrzymałościowe a obniża plastyczne i udarność [3]. Zmianę właściwości tłumaczy się różnie. Zależą one zresztą od stanu materiału przed zgniotem.

Wyżarzanie materiału zgniecionego prowadzi do podniesienia granicy plastyczności /fizycznej/ przez ułatwienie dyfuzji obcych atomów międzywęzłowych w roztworze i wytworzenie od nowa atmosfer Cottrella [5,8,12,14]. W warunkach wyżarzania często w stopach następuje proces tworzenia się stref Guinier - Prestona lub wydzielanie się drugo względnie trzeciorzędowych drobnodispersyjnych faz [1,19]. Następuje proces tworzenia "ścianek dyslokacji", czyli zachodzi poligonizacja, któremu to zjawisku przypisuje się niebagatelną rolę w podwyższaniu granicy plastyczności [5,8,20]. Wyżarzanie wywołuje w stali stopowej hartowanej lub ulepszonej, a następnie zgniecionej, rozdrobnienie faz wydzielonych i ich bardziej równomierne rozłożenie, co podnosi właściwości wytrzymałościowe [4,7].

W monografii [3] podkreślono różnicę między starzeniem roztworów przesyconych a starzeniem odkształceniowym, przy znacznych między nimi podobieństwach, jednakże nie wyjaśniono istoty starzenia odkształceniowego.

Wzrost właściwości wytrzymałościowych materiałów odkształconych plastycznie może następować również w temperaturze pokojowej z tym, że proces ten jest długotrwały i wynosi na przykład w stopach aluminiowych do 7 dni, a dla stali 15 do 20 dni [3,16,19].

Obróbka mechaniczno-ciepła jest często stosowana w technologii sprężyn [7,9,10,15,20]. Materiałem o dużym znaczeniu dla drobnych elementów sprężystych jest taśma lub drut patentowany. W produkcji stal poddaje się najpierw kształtowaniu, po czym wyżarza się ją w temperaturze 200 - 300°C [9,10,15]. W pracy [15] przy opracowywaniu technologii sprężyn meblowych z taśmy patentowanej stwierdzono, że zgniot wywołuje w niej obniżenie właściwości wytrzymałościowych i twardości /tabl.1/.

Tablica 1

Właściwości mechaniczne taśmy patentowanej w różnym stanie technologicznym [15]

Stan taśmy	R_m w kg/mm ²	$R_{0,2}$ w kg/mm ²	HV10 w kg/mm ²	Liczba przegięć N_z
Dostawa.	112,0	87,0	307,6	35,0
Zgmiot	106,3	72,0	303,1	38,6
Zgmiot i wyżarzanie w 270°C	116,2	94,0	333,2	34,0

Zgmiot wykonywano przez przeginanie taśmy na obrotowym wałku o średnicy 10 mm dwukrotnie raz w jedną, raz w drugą stronę. Kąt opasania wałka wynosił 180°.

Fakt obniżenia granicy sprężystości dla stali patentowanej jest znany i wykorzystywany. Znane są również zmiany innych właściwości przy różnym czasie i różnej temperaturze wyżarzania [10]. Natomiast nie jest znany wpływ wielkości zgmiotu na właściwości mechaniczne zarówno po zgniocie, jak też po zgniocie i wyżarzaniu. Ponieważ kształtowanie sprężyn może wprowadzić różną wartość zgmiotu, wobec tego postanowiono przeprowadzić badania w celu uchwycenia wpływu zgmiotu na właściwości mechaniczne stali patentowanej.

2. Materiał. Program i metodyka badań

Do badań użyto taśmy stalową patentowaną o wymiarach 2,5 x 0,5mm. Skład chemiczny taśmy podany jest w tablicy 2. W badaniach posłużono się również taśmą sferoidyzowaną, którą otrzymano z taśmy patentowanej przez jej wyżarcie w temperaturze 680°C w czasie 8 godzin.

Tablica 2

Skład chemiczny stali taśmy patentowanej

Zawartość składników w %				
C	Si	Mn	P	S
0,31	0,21	0,63	0,012	0,025

Rysunek 1 przedstawia strukturę taśmy patentowanej, a rysunek 2 - taśmy sferoidyzowanej.



Rys.1. Struktura taśmy patentowanej w stanie dostawy. Zgląd traw. 4%-owym alk. roztw. HNO₃. Pow. 750 x.



Rys.2. Struktura taśmy sferoidyzowanej. Zgląd traw. 4%-owym alk. roztw. HNO₃. Pow.750 x.

Oba materiały poddano zgniotowi przez przeciąganie między walcami o średnicy 32 mm. Wielkość zgniotu wyznaczono w zależności:

$$Z = \frac{\xi_1 - \xi_0}{\xi_0} \cdot 100 \% ,$$

gdzie:

- Z - zgniot w procentach,
- ξ_0 - grubość taśmy przed zgniotem w mm
- ξ_1 - grubość taśmy po zgniocie w mm.

Zarówno ξ_0 , jak też ξ_1 wyliczono jako średnie arytmetyczne z szeregu pomiarów dokonywanych co 200 mm wzdłuż długości badanego odcinka taśmy. Przyjęto następujące wartości zgniotów: 1,2,4,6,8,10,12,16,20 i 25 %. Dla osiągnięcia tych wartości określono na próbnych odcinkach taśmy wielkość szczeliny między walcami i ilość ciągów. Dla każdej wartości zgniotu przeciągano odcinek taśmy o długości 2300 mm. Po walcowaniu taśmę dzielono na 6 próbek o długości 250 mm, przeznaczonych do badania na rozciąganie, i 6 próbek o długości 120 mm, przeznaczonych do badania na przeginanie. Połowę obu rodzajów próbek poddano wyżarzaniu w temperaturze 240°C w czasie 1,5 godziny. Wyżarzanie przeprowadzono po 19-tu dniach od momentu walcowania, natomiast badania właściwości mechanicznych i technologicznych dla obu rodzajów taśm i obu rodzajów obróbki /zgniot, zgniot + wyżarzanie/ - po 20-tu dniach od momentu walcowania.

Badanie na rozciąganie, celem określenia wartości R_m , $R_{0,2}$ i A_{10} , wykonano na zrywarce FM-1000 z użyciem tensometru dźwigniowego TR-794. Twardość badano metodą Vickersa przy obciążeniu 10 kG. Przeginanie wykonano zgodnie z PN-58/H-04407 na przyrządzie NG-1-3M, przy promieniu gięcia $R = 5$ mm.

3. Wyniki badania

Rzeczywistą wartość zgniotu, otrzymaną podczas walcowania taśmy, oraz liczbę ciągów dla każdej wartości podano w tablicy 3.

Wynik badania właściwości mechanicznych oraz liczbę przegięć taśmy patentowanej po zgnioście, jak również po zgnioście i wyżarzaniu, przedstawiono na rysunku 3 /str.65/. Wynik badania tychże właściwości taśmy sferoidyzowanej przedstawiono na rysunku 4 /str.66/. Wszystkie wartości R_m , $R_{0,2}$, A_{10} i N_z , które posłużyły do wykonania linii wykresowych są średnimi arytmetycznymi z trzech pomiarów, natomiast wartości HV10 - z pięciu pomiarów. Na rysunku 3 dla zgniotu 0 % podane są właściwości taśmy patentowanej w stanie dostawy oraz po wyżarzaniu w 240°C, podobnie na rysunku 4 dla zgniotu 0 % podane są właściwości taśmy sferoidyzowanej, przed i po wyżarzaniu w 240°C.

Rysunek 5 przedstawia strukturę taśmy patentowanej po zgnioście 25 %, a rysunek 6 - strukturę taśmy sferoidyzowanej po zgnioście 26 %.



Rys.5. Struktura taśmy patentowanej po zgnioście 25 %. Zgład traw. 4%-owym alk. roztw. HNO_3 . Pow. 750 x

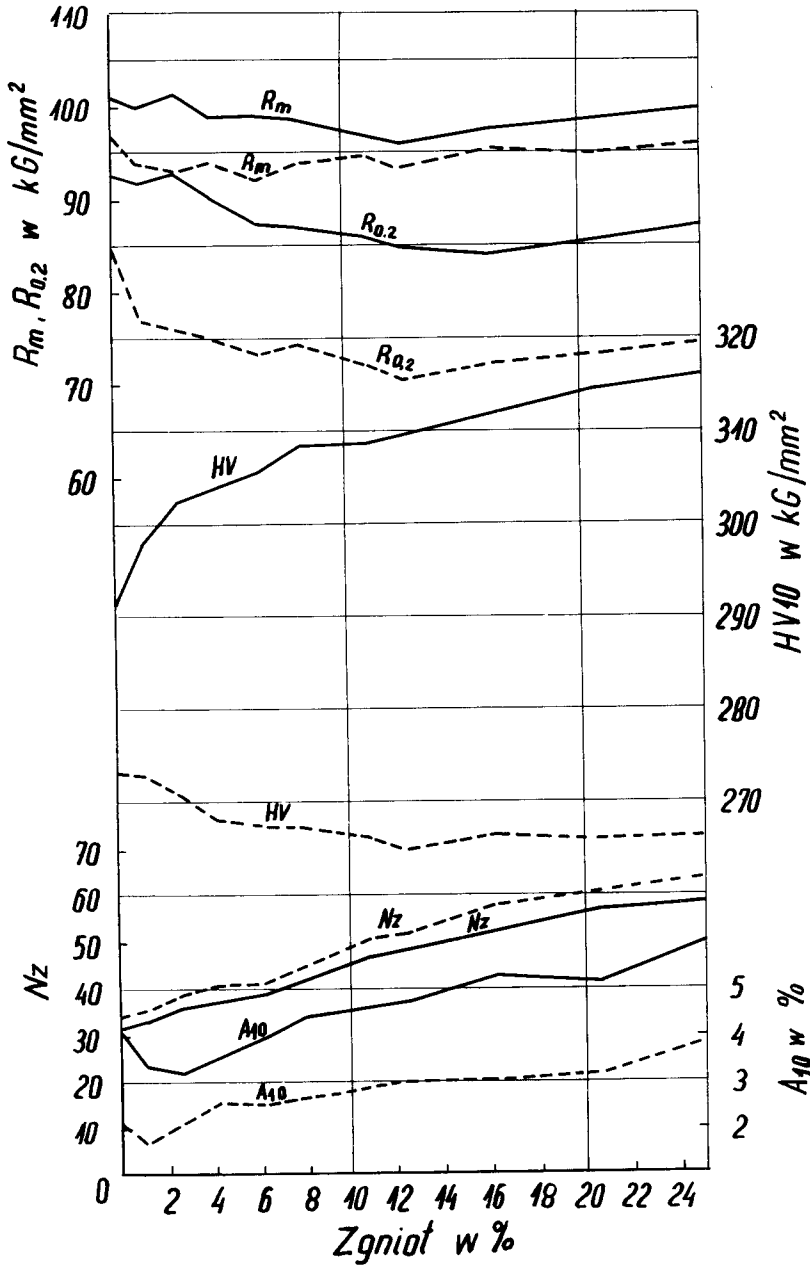


Rys.6. Struktura taśmy sferoidyzowanej po zgnioście 26 %. Zgład traw. 4%-owym alk. roztw. HNO_3 . Pow. 750 x

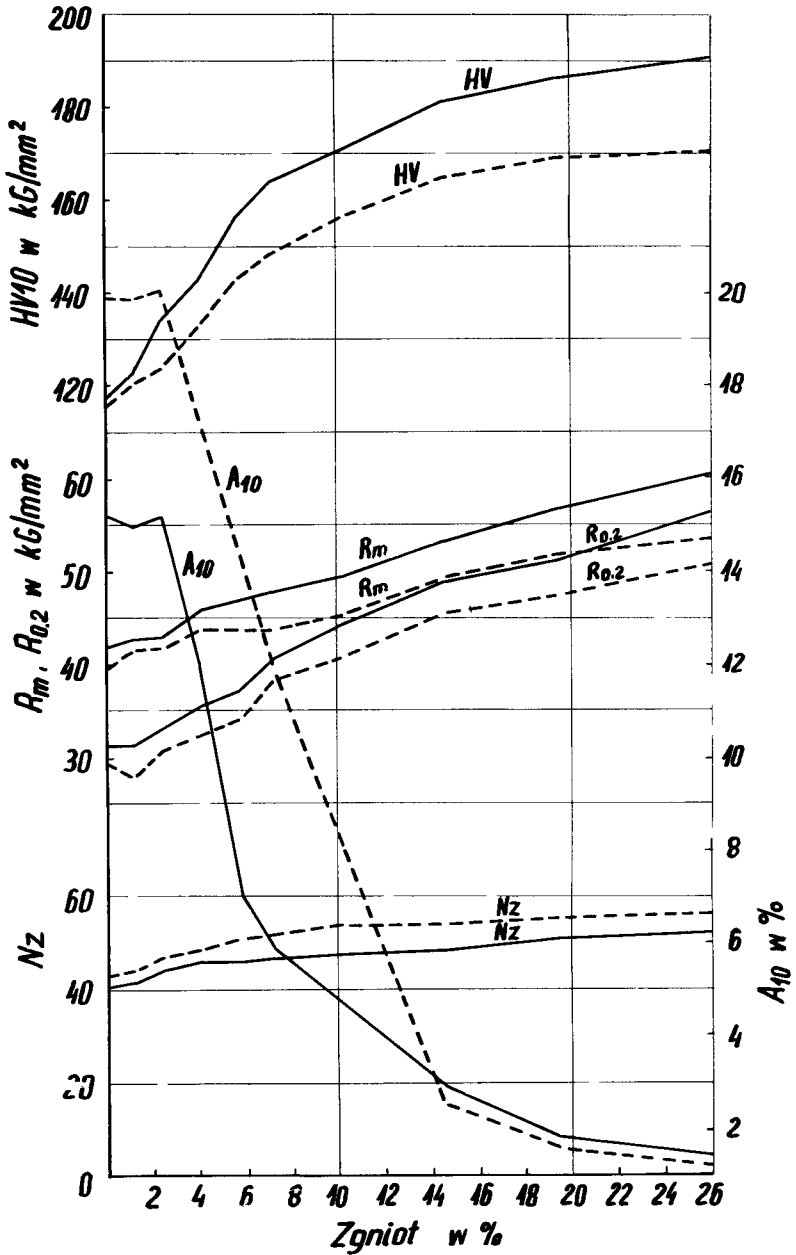
Tablica 3

Rzeczywista wielkość zgniotu i ilość ciągów

	Zgniot w % Ilość ciągów									
Stan taśmy										
Patentowany	$\frac{1,1}{1}$	$\frac{2,6}{2}$	$\frac{4,2}{3}$	$\frac{6,1}{6}$	$\frac{7,8}{6}$	$\frac{10,7}{9}$	$\frac{12,3}{15}$	$\frac{16,1}{13}$	$\frac{20,7}{11}$	$\frac{25,2}{8}$
Sferoidyzowany	$\frac{1,2}{1}$	$\frac{2,5}{1}$	$\frac{4,1}{1}$	$\frac{5,8}{1}$	$\frac{7,2}{1}$	$\frac{10,2}{1}$	$\frac{14,6}{2}$	$\frac{19,5}{3}$	$\frac{26,0}{4}$	x



Rys.3. Wykres zależności właściwości mechanicznych i technologicznych od wielkości zgniotu taśmy patentowanej
 - - - - - taśma zgnieciona
 ————— taśma zgnieciona i wyżarzona



Rys.4 Wykres zależności właściwości mechanicznych i technologicznych od wielkości zgniotu taśmy sferoidyzowanej
 ----- taśma zgnieciona
 ————— taśma zgnieciona i wyżarzona

4. Analiza wyników

Z rysunku 3 wynika, że granica plastyczności $R_{0,2}$ oraz twardość HV10 taśmy patentowanej zmniejszają się wraz ze wzrostem wielkości zgniotu. Zmiany te obserwuje się do 12 % zgniotu, przy zgniciu większym twardość nie ulega zmianie, natomiast granica plastyczności nieznacznie rośnie. Wytrzymałość na rozciąganie R_m nie zmienia się w sposób istotny w całym zakresie wykonanego zgniotu. Wydłużenie A_{10} oraz liczba przegięć n_z rosną.

Takie zmiany właściwości mechanicznych i technologicznych można określić jako "uplastycznienie". Miarą uplastycznienia może być stosunek $R_{0,2}/R_m$ przedstawiony w kolumnie 2 tabelicy 4. Jak widać, liczbowa wartość tego stosunku, wynosząca 0,87 dla taśmy nie zgniecionej, obniża się do 0,77 przy 25 % zgniotu.

Tabela 4

Wartości stosunku $R_{0,2}/R_m$ dla różnych stanów technologicznych i różnych zgniotów taśmy patentowanej i sferoidyzowanej

Taśma patentowana			Taśma sferoidyzowana		
Zgniot w %	$\frac{R_{0,2}}{R_m}$		Zgniot w %	$\frac{R_{0,2}}{R_m}$	
	po zgniciu	po zgniciu i wyżarzaniu w 240°C		po zgniciu	po zgniciu i wyżarza- niu w 240°C
1	2	3	4	5	6
0	0,87	0,95	0	0,74	0,77
1,1	0,82	0,92	1,2	0,67	0,74
2,6	0,81	0,92	2,5	0,74	0,76
4,2	0,80	0,91	4,1	0,74	0,78
6,1	0,80	0,88	5,8	0,79	0,80
7,8	0,79	0,88	7,2	0,88	0,85
10,7	0,76	0,88	10,2	0,91	0,90
12,3	0,76	0,88	14,6	0,93	0,92
16,1	0,76	0,86	19,5	0,92	0,91
20,7	0,77	0,87	26,0	0,93	0,93
25,2	0,77	0,87	-	-	-

Zupełnie inaczej przedstawiają się zmiany właściwości mechanicznych pod wpływem zgniotu dla taśmy sferoidyzowanej /rys.4/. Zmiany te, związane ze wzrostem wytrzymałości na rozciąganie R_m , granicy plastyczności $R_{0,2}$ i twardości HV10, a spadkiem wydłużenia A_{10} , są powszechnie znane. Charakteryzują one "umocnienie" stali przez zgniot. Również w tym przypadku za miarę umocnienia może służyć stosunek $R_{0,2}/R_m$, który dla taśmy sferoidyzowanej nie zgniecionej wynosi 0,74 i rośnie do 0,93 dla 26 % zgniotu.

W obu rodzajach taśmy liczba przegięć N_z rośnie ze wzrostem wielkości zgniotu, przy czym intensywniej dla taśmy patentowanej aniżeli dla taśmy sferoidyzowanej.

Wyjaśnienie zmian właściwości taśmy sferoidyzowanej przy wzroście zgniotu jest oparte o teorię dyslokacji i powszechnie znane. Zmiany te zwane "umocnieniem" są wynikiem wzrostu ilości dyslokacji wraz ze wzrostem zgniotu, ich utwierdzeniem /zakotwiczeniem/ na innych dyslokacjach, wadach sieciowych, na granicach ziarn i fragmentów. Wzrastająca liczba dyslokacji powstaje dzięki powstawaniu licznych źródeł Franka - Reada.

"Uplastycznienie" taśmy patentowanej przy wzroście zgniotu jest zjawiskiem odwrotnym do zmian towarzyszących zgniotowi taśmy sferoidyzowanej, mimo że dla obu rodzajów taśmy mechanika wprowadzania zgniotu była identyczna. Zjawiska uplastycznienia nie można /w tym wypadku/ utożsamiać z efektem Bauschingera. Efekt ten bowiem zależy od mechaniki wprowadzania zgniotu i wobec tego powinien być obserwowany w obu rodzajach taśmy. W oparciu o teorię dyslokacji należy wnosić, że zgniot nie powoduje wzrostu gęstości dyslokacji, wręcz przeciwnie, gęstość dyslokacji maleje. Dyslokacje ulegają w bardzo małym stopniu hamowaniu czy kotwiczeniu przez inne dyslokacje, lub inne wady strukturalne, i w swoim ruchu wychodzą na granice ziarn, a nawet na powierzchnię taśmy. Nie przeczy to powstawaniu nowych dyslokacji ze źródeł Franka - Reada. Jednocześnie zachodzi również uwolnienie się dyslokacji z atmosfer Cottrella. Taśma patentowana była przed badaniem przez dłuższy przeciąg czasu magazynowana,

a wiadomo, że w tych warunkach zachodzi zjawisko starzenia odkształceniowego. Jakkolwiek zjawisko tego starzenia nie zostało w pełni wyjaśnione, jednak poważną umacniającą rolę odgrywają w nim atmosfery Cottrell'a kotwiczące dyslokacje. Uwolnienie dyslokacji z ich atmosfer obniża granicę plastyczności, jednocześnie atmosfery rozpraszają się, przez co zmniejsza się opór dla ruchu dyslokacji.

Wyżarzanie w temperaturze 240°C wywołało w obu rodzajach taśmy i dla wszystkich wartości zgniotu, jak również dla prób taśm nie zgniecionych zmiany właściwości, które określić można jako "umacniające".

W taśmie patentowanej zarówno dla stanu niezgniecionego, jak też zgniecionego, następuje pod wpływem wyżarzania wzrost wytrzymałości na rozciąganie R_m , granicy plastyczności $R_{0,2}$, twardości HV10 i spadek liczby przegięć N_z . Zmiany te, przedstawione w tabelicy 5, nie są jednakowe dla wszystkich właściwości. Na przykład procentowa zmiana wytrzymałości na rozciąganie wynosi od 2,3 - 7,8 %, natomiast dla granicy plastyczności wynosi od 9,2 - 21,7 %. W obu przypadkach zmiany te nie wykazują ukierunkowania, podczas gdy procentowa zmiana twardości wykazuje wzrost od 6,6 % dla taśmy niezgniezionej do 18,5 % dla taśmy o zgnieciu 25 %. Umocnienie widoczne jest również ze zmiany stosunku $R_{0,2}/R_m$ /kolumna 3 tabelicy 4/. Jednakże zachowana zostaje taka, jaka istniała przed wyżarzaniem relacja między $R_{0,2}/R_m$ dla taśmy niezgniezionej i dla taśmy zgniezionej, to znaczy, że im wyższa wartość zgniotu, tym wartość liczbową stosunku $R_{0,2}/R_m$ jest mniejsza.

Wydłużenie A_{10} rośnie po wyżarzaniu, w stosunku do stanu zgniecionego, przy czym bezwzględna zmiana tej właściwości waha się od 1,0 do 2,0 % /tabl.5/. Zmiana wydłużenia jest sprzeczna z dotychczasowymi poglądami na wpływ wyżarzania. Według dotychczasowych pojęć wyżarzanie, jakie przeprowadzano, powinno doprowadzić do obniżenia wydłużenia. Jednakże poglądy te dotyczą stali normalizowanej, względnie wyżarzonej, i następnie poddanej zgniotowi. W badaniach V. Lesińskiej [10], polegających na wyżarzaniu stali patentowanej w różnych temperaturach, stwierdzono

Tablica 5

Bezwzględna i procentowa zmiana właściwości taśmy patentowanej po wyżarzeniu w stosunku do stanu zgniecionego

Zgniot w %	ΔR_m		$\Delta R_{0,2}$		ΔA_{10}		ΔHV_{10}		ΔN_z	
	w %	w kg/mm^2	w %	w kg/mm^2	w %/1/	w %/2/	w kg/mm^2	w %	π	w %
0	4,4	4,5	+ 7,8	+ 7,8	+2,0	95,2	+18,2	6,6	-2,5	7,4
1,1	+6,4	6,8	+15,0	+15,0	+2,0	165,8	+24,9	9,1	-2,0	5,7
2,6	+7,9	8,4	+17,0	+17,0	+1,1	53,1	+31,4	11,6	-3,0	7,7
4,2	+5,0	5,3	+15,2	+15,2	+1,0	40,0	+35,6	13,3	-3,6	8,9
6,1	+7,2	7,8	+13,9	+13,9	+1,4	56,0	+39,1	14,6	-2,6	6,3
7,8	+4,9	5,2	+16,7	+16,7	+1,8	69,7	+41,3	15,5	-3,0	6,7
10,7	+2,4	2,5	+13,9	+13,9	+1,7	60,3	+42,1	15,8	-3,7	7,3
12,3	+2,7	2,9	+14,0	+14,0	+1,7	57,7	+44,4	16,7	-3,7	7,1
16,1	+2,3	2,3	+11,8	+11,8	+2,2	73,9	+45,0	16,9	-5,4	9,4
20,7	+3,6	3,8	+12,2	+12,2	+2,0	63,1	+48,5	18,2	-4,3	7,0
25,2	+3,4	3,5	+12,5	+12,5	+2,2	57,4	+49,4	18,5	-5,4	7,8

Znak + oznacza wzrost właściwości
 Znak - oznacza spadek właściwości
 1/ Bezwzględna zmiana wydłużenia
 2/ Procentowa zmiana wydłużenia

dzono w stosunku do stanu niewyżarzzonego wzrost wydłużenia po wyżarzeniu w 200°C. Jednocześnie ta sama temperatura wywołuje maksymalny przyrost wytrzymałości na rozciąganie R_m , granicy plastyczności R_e i granicy sprężystości $R_{0,02}$. W niniejszych badaniach, przeprowadzonych dla taśmy sferoidyzowanej, wydłużenie A_{10} po wyżarzeniu maleje początkowo silnie, a przy wyższych wartościach zgniotu wolniej, lecz dla zgniotu wyższego od 14 % wydłużenie ma wyższą wartość niż przed wyżarzeniem.

Zmiany właściwości spowodowane wyżarzeniem należy przypisać tworzeniu się na nowo atmosfer Cottrella, a ponadto poligonizacji i bliżej nie znanym zmianom, towarzyszącym starzeniu odkształceniowemu. Powyższe zjawiska - według znanych poglądów - prowadzą do obniżenia plastyczności, nie wyjaśniają zatem stwierdzonego w badaniach wzrostu wydłużenia. Należy więc sądzić, że wyżarzenie sprzyja tworzeniu się miejsc "przeprężonych" /na przykład atmosfery Cottrella/. Po przekroczeniu granicy plastyczności podczas rozciągania miejsca te zanikają /rozproszenie atmosfer Cottrella/, ułatwiając plastyczne odkształcenie taśmy.

Zmiany właściwości taśmy sferoidyzowanej po wyżarzeniu są zgodne z panującymi poglądami. Procentowe zmiany właściwości są najmniejsze dla taśmy niezgniecionej, przy czym dla wytrzymałości na rozciąganie oraz twardości rosną ze wzrostem zgniotu, a dla wydłużenia rosną do 7 % zgniotu, po czym maleją /tabl.6/. Ponieważ dla taśmy sferoidyzowanej niezgniecionej przyczynę umocnienia należy upatrywać jedynie w starzeniu przesyconego ferrytu, to w taśmie zgniecionej zmiany właściwości będą sumą starzenia przesyconego ferrytu i starzenia odkształceniowego. Temu należy przypisać opisaną wyżej, procentową zmianę właściwości.

Osobnego omówienia wymaga zmiana liczby przegięć N_2 wraz ze wzrostem zgniotu. Powiększenie liczby przegięć dla taśmy patentowanej wiąże się ze wzrostem "uplastycznienia", jednakże w taśmie sferoidyzowanej wzrost zgniotu powoduje również wzrost liczby przegięć, co jest sprzeczne z obecnymi poglądami. Z rysunków 3 i 4 widać, że liczba przegięć dla taśmy patentowanej bez zgniotu jest niższa aniżeli dla taśmy sferoidyzowanej bez zgniotu, natomiast dla maksymalnego zgniotu taśma

Tablica 6

Bezwzględna i procentowa zmiana właściwości taśmy sferoidalizowanej po wyżarzeniu w stosunku do stanu zgniecionego

Zgniot w %	ΔR_m		$\Delta R_{0,2}$		ΔA_{10}		ΔHV_{10}		ΔN_z	
	kg/mm ²	w %	kg/mm ²	w %	w %/1/	w %/2/	kg/mm ²	w %	n	w %
0	+0,8	2,0	+2,1	7,1	-4,7	23,5	+2,2	1,9	-2,5	5,8
1,2	+0,9	2,2	+3,6	12,9	-4,5	23,1	+2,5	2,0	-2,7	6,1
2,5	+0,9	2,1	+1,6	5,3	-4,9	24,4	+8,9	7,2	-2,7	5,7
4,1	+1,9	4,3	+3,1	9,2	-5,5	31,5	+10,9	8,2	-2,7	5,5
5,8	+3,4	7,7	+3,0	8,7	-6,3	47,4	+12,7	8,8	-4,7	9,3
7,2	+4,2	9,7	+2,1	5,6	-7,8	57,4	+15,6	10,4	-5,3	10,2
10,2	+4,4	9,7	+3,6	8,8	-3,4	42,5	+14,8	9,5	-6,0	11,2
14,6	+4,0	8,2	+3,6	7,8	+0,4	14,8	+16,1	9,8	-5,3	9,8
19,5	+4,9	9,5	+3,5	7,3	+0,3	18,1	+17,8	10,5	-4,6	8,3
26,0	+6,1	11,2	+5,4	10,5	+0,2	19,5	+20,3	11,8	-4,7	8,3

Znak + oznacza wzrost właściwości
 Znak - oznacza spadek właściwości
 1/ Bezwzględna zmiana wydłużenia
 2/ Procentowa zmiana wydłużenia

patentowana ma wyższą liczbę przegięć niż taśma sferoidyzowana. Przyczyna różnic tkwi w gładkości powierzchni. Przeciąganie taśmy między walcami przyczynia się do wzrostu gładkości, co potwierdziły badania mikroskopowe, a przez to do podniesienia wartości energii potrzebnej do rozpoczęcia pęknięcia podczas przeginania. Większy przyrost liczby przegięć dla taśmy patentowanej w stosunku do sferoidyzowanej jest sumą wpływu "uplastycznienia" i wzrostu gładkości powierzchniowej.

Wyżarzanie powoduje w obu rodzajach taśmy obniżenie liczby przegięć, jednakże charakter zmiany liczby przegięć zostaje zachowany, to znaczy, że liczba ta rośnie w miarę wzrostu stopnia zgniotu /rys.3 i 4/. Obniżenie liczby przegięć jest skutkiem pojawienia się na powierzchni taśmy cienkiej warstewki tlenków. Należy sądzić, że ta warstewka o grubości kilku setnych mikrometra $/\mu\text{m}/$ powoduje obniżenie wartości energii koniecznej do zapoczątkowania pęknięcia.

Zmiany właściwości taśmy patentowanej zachodzące podczas zgniotu, jak też podczas wyżarzania, należy przypisać charakterystycznym cechom stanu patentowanego: znacznemu zgniotowi nadanemu taśmie w procesie produkcyjnym oraz bainitycznej strukturze.

5. Wnioski

Obróbka plastyczna na zimno taśmy patentowanej przez jej przeciąganie między walcami prowadzi do "uplastycznienia" stali. Granica plastyczności i twardość ulegają obniżeniu, natomiast wydłużenie rośnie. Zmiany te są korzystne i umożliwiają dokonywanie podczas kształtowania znacznego odkształcenia sprężyn bez obawy ich zniszczenia. Wyżarzanie taśmy po kształtowaniu podwyższa nieznacznie wytrzymałość na rozciąganie, podwyższa silniej granicę plastyczności i twardość oraz wydłużenie, podwyższa również stosunek $R_{0,2}/R_m$.

Literatura

1. Binder J.: Obróbka cieplna drutu stalowego. Wyd. "Śląsk", Katowice 1963.
2. Garber R.I., Gindin I.A., Niekliudov I.M.: Uproščnienie kristaličeskich tež pri programnom nagruženji. M i TOM, 1967, Nr 5, str. 2.
3. Houdremont F.: Handbuch der Sonderstahlkunde T.I. Verl. Stahleisen m.b.H., Düsseldorf 1956.
4. Ilin B.I.: Povyšenje povierchnostnoj tvierdosti zakalennoj stali naklepom i odpuskom pri 200°C M i TOM, 1966, Nr 8, str. 67.
5. Ivanova V.S.: Osnovy miechaniko - termičeskoj obrabotki. M i TOM, 1967, Nr 5, str. 8.
6. Janische W., Kugler J., Stolte E.: Untersuchungen zum Bauschinger - Effekt unlegierter Stähle und zu seinem Erhölungsverhalten. Teil I,II. Techn. Mitt. Krupp, 1965, Nr 4, str. 117.
7. Karpov A.G., Gejdyš I.S.: Vlijane mechaniko-termičeskoj obrabotki na svojsta pružinnych spławov 36 NHTIu, 36 NHTIu M 8 i 42 NHTIu. M i TOM, 1966, Nr 6, str. 7.
8. Katarzyński S., Kocańda S., Zakrzewski M.: Badanie własności mechanicznych metali. PWT, Warszawa, 1961.
9. Kotkis M.A.: Uproščnienie avtomobilnych pružin metodami deformacjonego starenja Avtomob. Prom. 1966, Nr 6, str. 36.
10. Lesińska V.: Wpływ obróbki cieplnej na żywotność sprężyn. Biuletyn Inst. Mech. Prec. 1971, Nr 7, str. 10.
11. Leśkiewicz W., Jagłasz Z., Nowak R.: Blachy o podwyższonej granicy plastyczności. Wyd. "Śląsk", Katowice, 1968.
12. Malkiewicz T.: Metaloznawstwo stopów żelaza T.I. PWN, Warszawa - Kraków, 1968.
13. Němec J.: Wytrzymałość i sztywność części stalowych. WNT, Warszawa, 1968.
14. Oding I.A.: Teoria dyslokacji w metalach i jej zastosowanie. PWT, Warszawa, 1961.

15. Oleszycki H., Dymski S.: Opracowanie technologii i metody badań sprężynek do zamków meblowych. Opracowanie nr - 49/ZPT1M/68, WSI Bydgoszcz /praca nie publikowana/.
16. Pogodin-Aleksiejew G.I.: Wytrzymałość dynamiczna i kruchość metali. WNT, Warszawa, 1969.
17. Szaposznikow N.: Badania własności mechanicznych metali. PWN, Warszawa, 1954.
18. Woodford D.A.: Some observations on the marstreining of a 12 % chromium steel. Metalurgia 1967, Nr 447, str. 3.
19. Wesołowski K.: Metaloznawstwo T.I, II i III. PWT Warszawa, 1957.
20. Wójcik A.: Zagadnienia jakościowe stalowego drutu sprężynowego. Biul. Inst. Mech.Prec., 1971, Nr 6, str. 34.
21. Żuchowski R.: Wpływ zgniotu w warstwie podpowierzchniowej na własności wytrzymałościowe przy rozciąganiu. Prace Nauk. Inst. Mater. i Mech. Tech. Politechnika Wrocławska, Nr 5, Studia i Materiały, 1971, Nr 3, str. 53.

MECHANICAL AND HEAT TREATMENT OF PATENTING STEEL

/ Summary /

Testing of patenting band has been carried out in order to define the influence of cold working size and of annealing after cold working upon its mechanical and technologic properties.

For comparison a testing on a band of pearlite spheroidal structure has been carried out. Cold working of the band has been carried out by cold drawing the band between rolls.

It has been discovered that cold working causes a decrease of yield strength and of hardness and an increase of elongation without any change of tensile strength, as well as increase of inflexion number

for patenting band. Changes of mechanical properties of spheroidal band after cold working are different, namely: there rise the tensile strength, yield strength and hardness, the elongation - on the other hand - decreases.

Such changes of properties of spheroidal band are generally known and defined by "strain hardening". Annealing after cold working causes in both kinds of bands an increase of tensile strength, yield strength and hardness.

An elongation in patenting band is subject to increase, in the spheroidal band - on the other hand - to decrease.

МЕХАНИЧЕСКО - ТЕПЛОБАЯ ОБРАБОТКА ПАТЕНТОВОЙ СТАЛИ /Резюме/

Произведены исследования патентированной ленты с целью определения влияния силы наклёпа и отжига после наклёпа на её механические и технологические свойства. Для сравнения проведены исследования на ленте со структурой глобулярного перлита. Наклёп ленты произведён волочением её между валками.

Подтверждено, что наклёп вызывает уменьшение предела пластичности, твёрдости и увеличение удлинения без изменения прочности на растяжение, а также увеличение числа перегибов для патентовой стали. Изменения механических свойств глобулярной ленты после перегиба иные, а именно: увеличиваются прочность на растяжение, предел пластичности, твёрдость. Тогда как удлинение резко сокращается. Такие изменения свойств глобулярной ленты общеизвестны и называются "упрочнение". Отжиг после наклёпа вызывает в обоих родах ленты увеличение прочности на растяжение, предела пластичности и твёрдости. Удлинение в патентированной ленте возрастает, тогда как в глобулярной ленте сокращается.

Henryk Oleszycki
Stanisław Dymski
Marek Lisiak

WPEŁYW WARUNKÓW WYŻARZANIA UJEDNORADNIĄJĄCEGO
NA TWARDOŚĆ I STRUKTURĘ OSNOWY
PERLITYCZNEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO

Wyżarzanie ujednoradniające perlitycznego żeliwa sferoidalnego w temperaturze 950 i 1050°C w początkowych czasach wygrzewania powoduje zmniejszenie zawartości perlitu w osnowie i twardości do pewnego minimum. Dalsze wygrzewanie przyczynia się do wzrostu zawartości perlitu i twardości. Podniesienie temperatury wyżarzania powoduje przesunięcie minimum zawartości perlitu i twardości do krótszych czasów wygrzewania i ogólne podwyższenie zawartości perlitu.

Miedź silnie powstrzymuje spadek zawartości perlitu po wyżarzaniu ujednoradniającym, natomiast mangan nie wykazuje wpływu.

1. Wstęp

W odlewach żeliwnych, podobnie jak w odlewach wszelkich innych stopów, występuje mikro i makrosegregacja składu chemicznego. Mikrosegregacja odnosi się do dendrytów i komórek eutektycznych a makrosegregacja - do przekrojów ścian odlewów. Usunięcie makrosegregacji jest niemożliwe, natomiast mikrosegregację można usunąć lub wydatnie ją zmniejszyć poprzez wyżarzanie ujednoradniające.

Temperatura wyżarzania ujednorodniającego powinna być wyższa od górnej temperatury krytycznej $A_{c1\beta}$ i według danych z literatury dla żeliwa sferoidalnego powinna wynosić 950 - 1000°C, a nawet do 1050°C [2,11,14,15,16,18,21]. Dobór temperatury zależy od rodzaju żeliwa. Oczywiście jest, że im wyższa temperatura, tym czas ujednorodniania jest krótszy i odwrotnie.

Czas wyżarzania ujednorodniającego wynosi od kilku do kilkunastu godzin i jest zależny od składu chemicznego, struktury i grubości ścian odlewów.

Chłodzenie odlewów po wyżarzaniu ujednorodniającym odbywa się wolno, a więc w piecu lub w powietrzu. W praktyce, przy wyżarzaniu odlewów z żeliwa sferoidalnego dla uzyskania struktury ferrytycznej stosuje się chłodzenie z temperatury nadkrytycznej w piecu, natomiast przy wyżarzaniu dla otrzymania struktury perlitycznej z cementytem kulkowym stosuje się chłodzenie w powietrzu.

Wyżarzanie ujednorodniające wpływa na ogół korzystnie na właściwości mechaniczne, chociaż są opinie przeciwne [1,5, 14,17,18,19,20].

Zastosowanie wyżarzania ujednorodniającego do obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego spełnia rolę przygotowawczą przed dalszymi zabiegami cieplnymi, takimi jak ulepszenie cieplne, wyżarzanie grafityzujące oraz wyżarzanie celem otrzymania cementytu kulkowego [3,10,11,12,15,16, 17]. W przypadku hartowania izotermicznego, wyżarzanie to jest niezbędne, gdy w żeliwie występuje cementyt pierwotny [5,12].

Wyżarzanie ujednorodniające wpływa na zmniejszenie mikrosegregacji osnowy metalicznej żeliwa, ale jej całkowicie nie usuwa [3,4,5,6, 7,8,14,17,20].

W dotychczas opublikowanych badaniach niewiele powiedziano o wpływie ujednorodniania na strukturę osnowy. Najczęściej wypowiadano się o potrzebie usunięcia cementytu pierwotnego i oceniano strukturę po zakończeniu całego procesu obróbczego. Szczególnie zajmowano się strukturą żeliwa ferrytycznego otrzymanego na drodze obróbki cieplnej [3,11,16].

W czasie badań jeden z autorów zauważył, że w strukturze żeliwa chłodzonego w piecu z temperatury 1050°C, jest tym więcej perlitu, im dłuższy był czas wygrzewania [9]. Jednocześnie stwierdził, że dłuższy czas wygrzewania w temperaturze nadkrytycznej, z późniejszym chłodzeniem w powietrzu, prowadzi do podniesienia właściwości wytrzymałościowych [10].

W związku z powyższym postanowiono przeprowadzić badanie w celu ujawnienia wpływu temperatury i czasu wyżarzania ujednoradniającego na strukturę osnowy i twardość perlitycznego żeliwa sferoidalnego.

2. Materiał

Przyjęto do badania żeliwo sferoidalne, które wytopiono metodą duplex /żeliwiak - piec indukcyjny/ i odlano w płyty o przekroju trapezowym 25/50 x 200 i długości 560 mm. Skład chemiczny i struktura żeliwa podane są w tablicy 1. Żeliwo 2, 3 i 4 zawiera mniej manganu niż żeliwo 1, natomiast posiada zmienną zawartość miedzi. Pierwiastki te wprowadzono dla zagwarantowania perlitycznej struktury osnowy.

Z płyt odcięto część dolną o wymiarach 25 x 25 x 560 mm, której końcówki o długości 30 mm odrzucono. Pozostałą część pocięto na próbki o grubości 15 mm i kolejno ponumerowano.

3. Metodyka badań

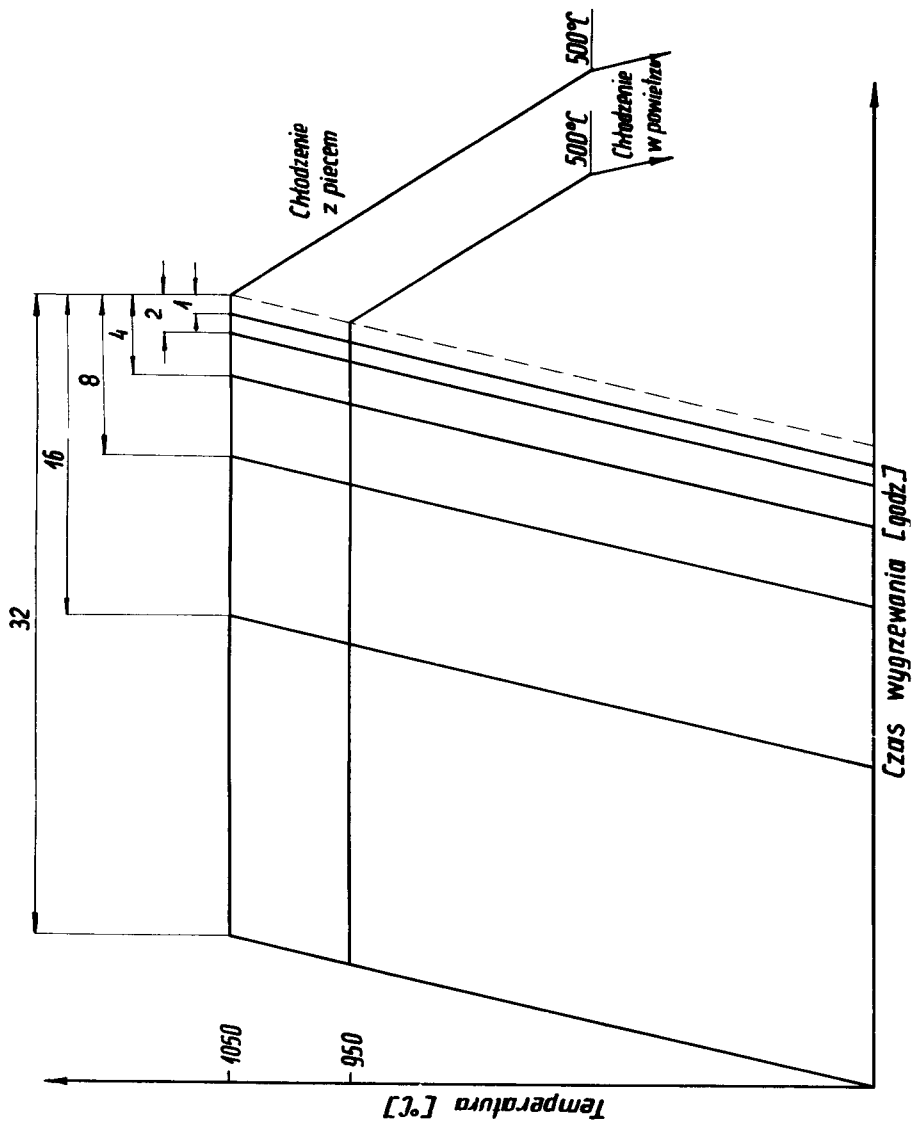
Wyżarzanie ujednoradniające przeprowadzono w piecu PSK-3, według schematu podanego na rysunku 1.

Próbki żeliwa umieszczono w rurkach stalowych o średnicy wewnętrznej 45 mm i długości 100 mm, zaślepionych jednostronnie. Rurki zapełniono wyprażonym piaskiem kwarcowym i dopełniono węglem drzewnym oraz warstwą tektury azbestowej w celu zabezpieczenia próbek przed odwęgleniem. W ten sposób przygotowane pojemniki ładowano do wygrzanego pieca. W piecu zainstalowano dodatkową termoparę, podłączoną do elektronicznego kom-

Tablica 1

Skład chemiczny oraz struktura żeliwa sferoidalnego

Lp.	Oznaczenie gatunku żeliwa	Skład chemiczny w %										Oznaczenie struktury wg PN-64/H-04663	
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mg	Cu	Osnowa metaliczna	grafit	
1		3,36	2,52	0,90	0,080	0,004	0,068	0,06	0,10	-	P - Pd 1,0	Gk 10- Gkd4 - Gfk 2	
2		3,16	2,19	0,45	0,062	0,006	0,103	0,04	0,08	0,23	P - Pd 1,0	Gk 10- Gkd3 - Gfk 2	
3		3,31	2,53	0,53	0,087	0,009	0,108	0,04	0,13	0,94	P - Pd 1,0	poza normę	
4		3,32	2,22	0,31	0,072	0,009	0,062	0,03	0,13	1,89	P - Pd 1,0	Gk 06- Gkd3 - Gfk 3	



Rys.1. Schemat obróbki cieplnej

pensatora ekNT-1, który służył do dokładnej kontroli temperatury i jej rejestracji. Wahań temperatury w komorze grzejnej pieca wynosiły $\pm 10^{\circ}\text{C}$. Studzenie pojemników do temperatury 500°C , odbywało się w piecu a następnie w powietrzu do temperatury otoczenia.

Próbki po wyżarzaniu poddano obróbce skrawaniem w celu zmniejszenia ich grubości do połowy, to jest do 7,5 mm, po czym przygotowano zglądy metalograficzne do badań mikroskopowych i twardości.

Badania mikroskopowe polegały na określeniu metodą punktową przy pomocy urządzenia integracyjnego "Eltinor 4" procentowej zawartości składników strukturalnych. Przy określeniu koniecznej liczby punktów, posłużono się wzorem zaczerpniętym z pracy [21],

$$k = \frac{t_{\alpha}^2 / (1 - \bar{P}_{\beta})}{\delta^2 \cdot z \cdot P_{\beta}},$$

w którym przyjęto:

ilość przyłożeń $k = 1$,

błąd względny analizy $\delta = 0,1$,

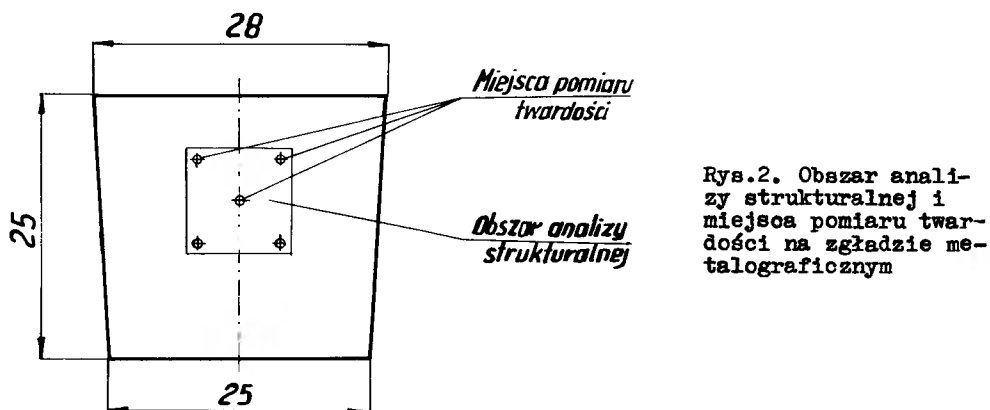
zawartość analizowanego składnika /perlit/ $P_{\beta} = 0,3$ /30%/.

Z tablic rozkładu normalnego dla $\alpha = 0,1$ odczytano

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

Po podstawieniu i przekształceniu otrzymano konieczną liczbę punktów: $z = 896$. Do badań przyjęto 1000 punktów.

Badanie struktury przeprowadzono w następujący sposób: 1000 punktów pomiarowych rozłożono w 5 rzędach po 200 punktów w jednym rzędzie. Ponieważ skok przesuwu wzdłużnego stolika urządzenia integracyjnego wynosił 0,05 mm, to 200 punktów dla jednego rzędu oznaczono na długości 10 mm. Odległość między rzędami wynosiła 2,5 mm. W ten sposób powierzchnia zglądów poddana analizie wynosiła 100 mm^2 . Na każdym zglądzie obszar poddany badaniu był jednakowo usytuowany /rys.2/.



Rys.2. Obszar analizy strukturalnej i miejsca pomiaru twardości na zglądzie metalograficznym

Pomiary twardości przeprowadzono na twardościomierzu HPO-250 według metody Brinella, kulką o średnicy 2,5 mm i obciążeniu 187,5 kG. Na każdym zglądzie wykonano 5 odcisków w miejscach pokazanych na rysunku 2.

Badania struktury i twardości przeprowadzono przed i po wyżarzeniu.

4. Wyniki badań

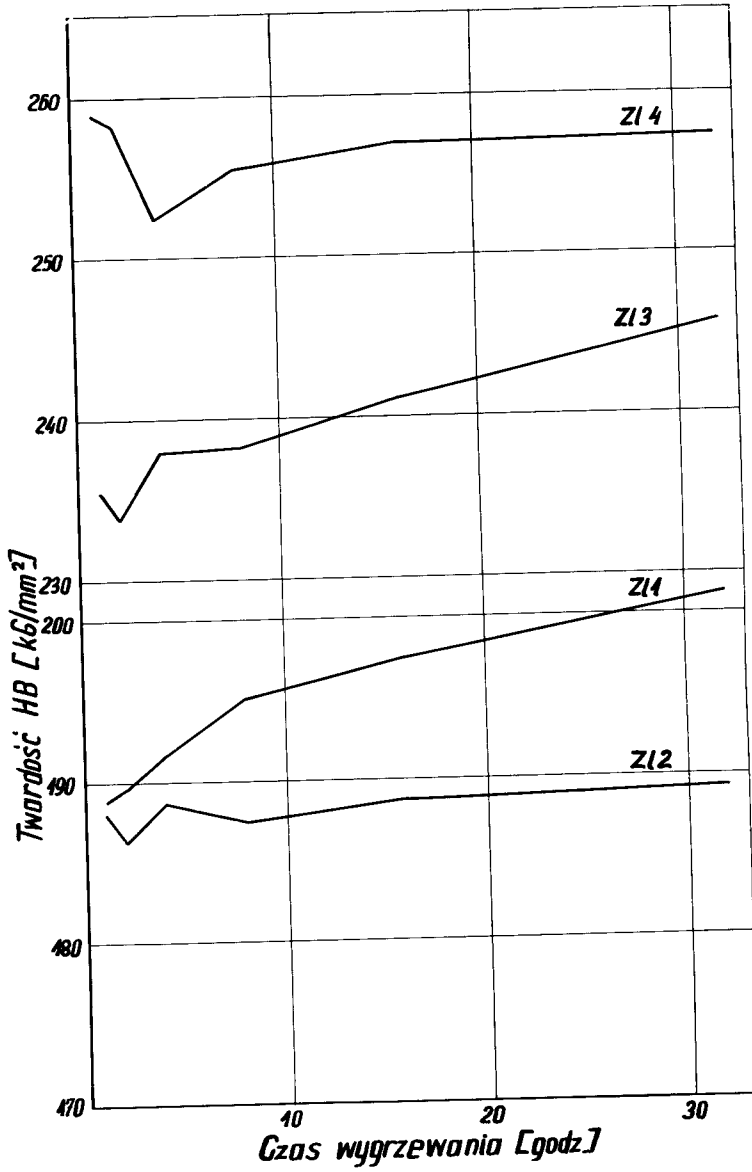
Wyniki badania twardości i struktury próbek przed wyżarzaniem zamieszczono w tabelicy 2.

Wyniki badania twardości próbek wyżarzonych przedstawiono wykreślnie na rysunku 3 w układzie: twardości HB - czas wygrzewania.

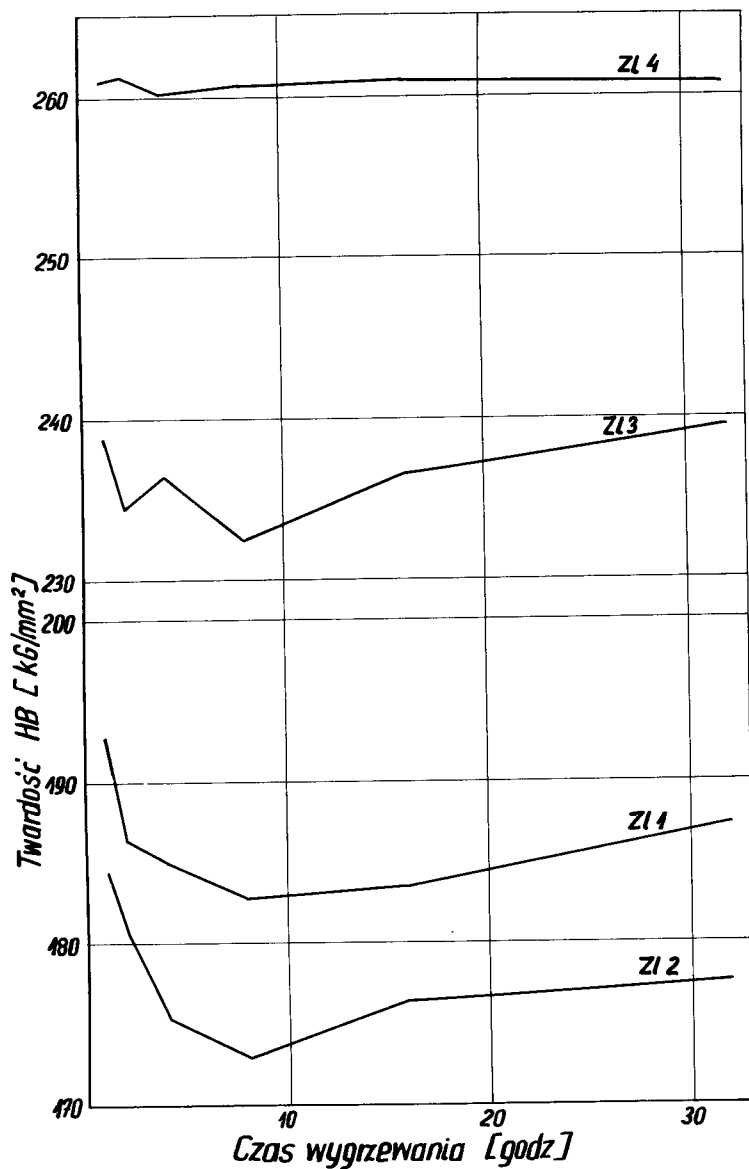
Wyniki analizy strukturalnej próbek wyżarzonych przedstawiono na rysunku 4 w układzie: zawartość procentowa perlitu - czas wygrzewania.

5. Omówienie wyników badania

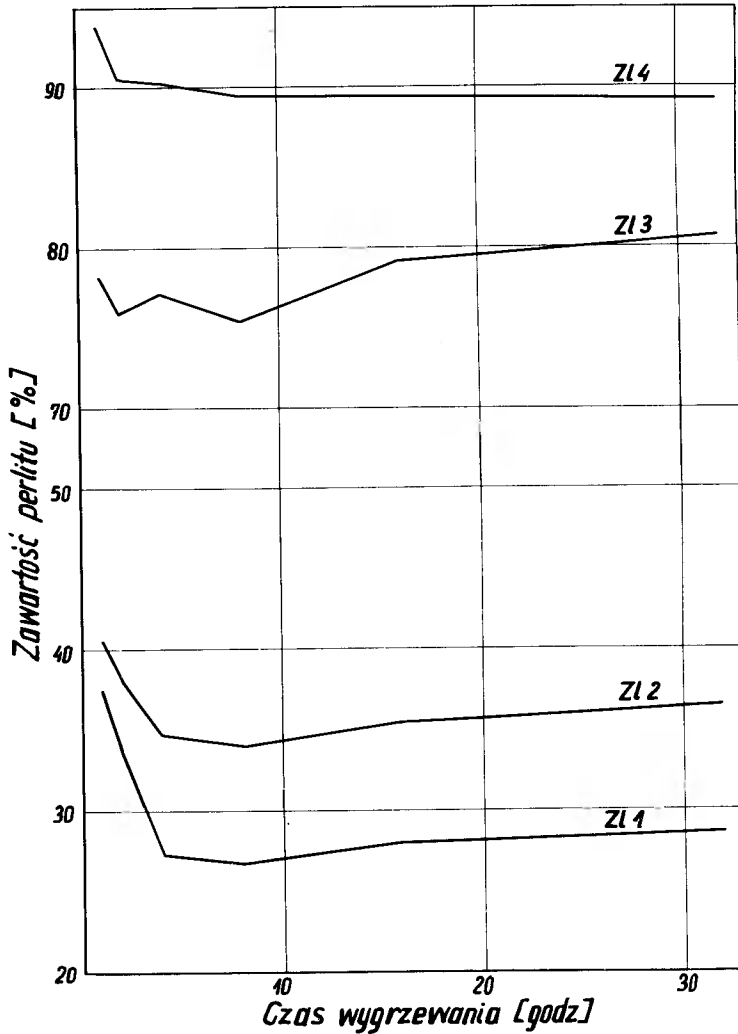
Przedstawione na rysunku 3a,b oraz 4a,b wyniki badania wskazują, że wyżarzanie ujednorodniające żeliwa sferoidalnego wywołuje poważne zmiany struktury oraz twardości.



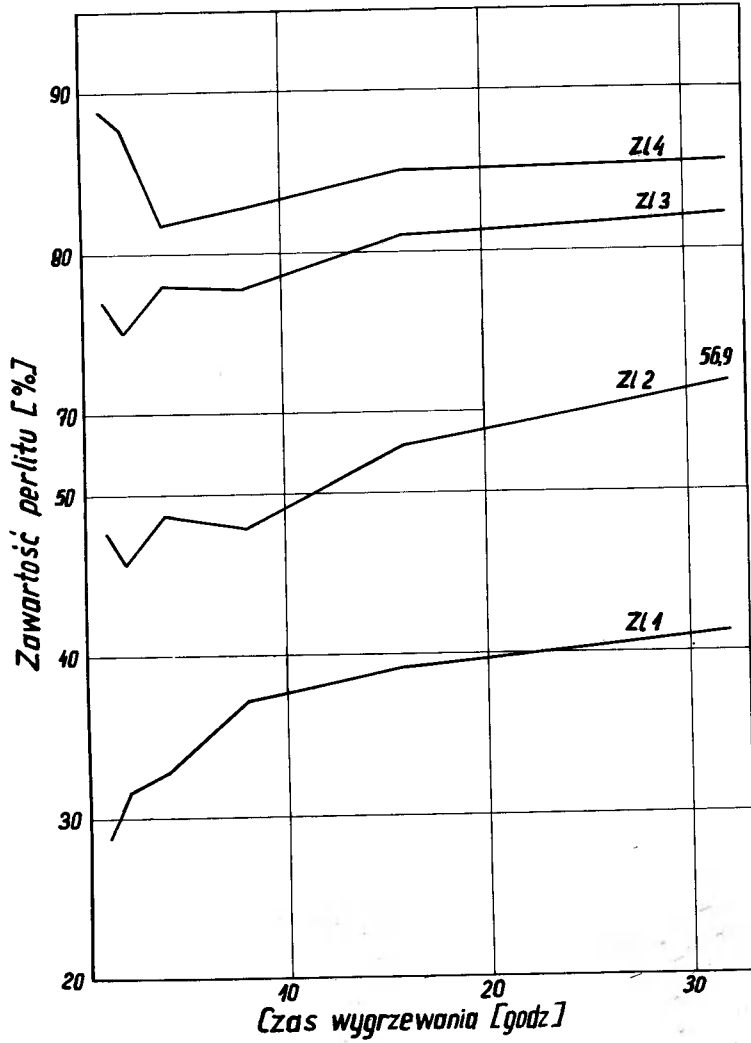
Rys.3a. Wpływ czasu wyżarzania na twardość żeliwa sferoidalnego - wyżarzanie w temperaturze 950°C



Rys.3b. Wpływ czasu wyżarzania na twardość żeliwa sferoidalnego - wyżarzanie w temperaturze 1050°C



Rys.4a Wpływ czasu wyżarzania na procentową zawartość perlitu w osnowie żeliwa sferoidalnego - wyżarzanie w temperaturze 950°C



Rys.4b. Wpływ czasu wyżarzania na procentową zawartość perlitu w osnowie żeliwa sferoidalnego - wyżarzanie w temperaturze 1050°C

Tablica 2

Wyniki badań twardości /HB 2,5/187,5/15/ i struktury próbek żeliwa w stanie surowym /po odleaniu/

Lp.	Przeznaczenie prób- ek do wyżarzania w warunkach	Żeliwo 1		Żeliwo 2		Żeliwo 3		Żeliwo 4			
		Temperat. w °C	Czas w godz.	Twardość HB w kg/ mm ²	1/Zawart. perlitu w %	Twardość HB w kg/ mm ²	1/Zawart. perlitu w %	Twardość HB w kg/ mm ²	1/Zawart. perlitu w %	Twardość HB w kg/ mm ²	1/Zawart. perlitu w %
1	950		1	248,6		245,8		238,0		260,9	
2	"		2	251,2		246,2		237,8		261,4	
3	"		4	250,8		247,8		240,1		261,3	
4	"		8	257,5		243,8		238,7		261,0	
5	"		16	251,7		248,2		243,0		270,0	
6	"		32	255	93	246,7	96	245,0	97,5	271,0	98,3
7	1050		1	271,8		265,2		255,2		287,0	
8	"		2	270,6		261,8		254,9		285,3	
9	"		4	269,6		259,2		246,0		284,3	
10	"		8	268,2		257,0		245,7		281,6	
11	"		16	260,4		256,2		241,0		278,7	
12	"		32	258,4		256,2		236,8		274,4	

1/ średnia arytmetyczna dla 5 próbek wybranych losowo

Podczas wyżarzania, nagrzewanie i chłodzenie wszystkich próbek przeprowadzono w jednakowych warunkach, wobec czego zmiany struktury i twardości zostały spowodowane temperaturą i czasem wygrzewania. Głównym procesem zachodzącym podczas wygrzewania, pomijając procesy towarzyszące przemianie alotropowej, rozpuszczanie grafitu w austenicie i inne, jest zmniejszenie segregacji składników chemicznych w obrębie komórek eutektycznych i dendrytów. Proces ten zwany jest ujednorodnianiem.

Zawartość perlitu w osnowie żeliwa w stanie surowym /po odlaniu/ była bardzo wysoka /tabl.2/. Wyżarzanie z chłodzeniem w piecu spowodowało zmniejszenie zawartości perlitu, największe w żeliwie 1 a najmniejsze w żeliwie 4. Większe zmniejszenie wystąpiło na ogół po wyżarzaniu żeliwa w temperaturze 950°C aniżeli po wyżarzaniu w temperaturze 1050°C. Wyjątek stanowi żeliwo 4, które po wyżarzaniu w temperaturze 1050°C ma mniejszą zawartość perlitu niż po wyżarzaniu w temperaturze 950°C.

Wpływ czasu wygrzewania ujawnia się różnie. W temperaturze 950°C w żeliwie 1 i 2, a również w żeliwie 3, zawartość perlitu obniża się ciągle w miarę przedłużania się czasu wygrzewania. Po 8 godzinach w żeliwie 1 i 2 osiągnięte zostaje minimum, po czym zawartość perlitu nieznacznie wzrasta. W żeliwie 3 minimum nie jest wyraźne i przypada między 2 i 8 godziną wygrzewania. W żeliwie 4 zawartość perlitu obniża się ciągle w całym, przyjętym w badaniach okresie. Wyżarzanie w temperaturze 1050°C powoduje w żeliwie 1 ciągły i znaczny wzrost zawartości perlitu w miarę przedłużania czasu wygrzewania. W żeliwie 2 i 3 po nieznacznych wahaniach przy krótkich czasach wygrzewania, również widoczny jest wzrost zawartości perlitu począwszy od 4 godzin. W żeliwie 4 przy 4 godzinach wygrzewania występuje wyraźne minimum zawartości perlitu.

Wykresy twardości żeliwa po wyżarzaniu przedstawione na rysunku 3a,b, wykazują pełne podobieństwo do wykresów zawartości perlitu na rysunku 4a,b. Wskazuje to, że twardość wyżarzonego żeliwa jest zależna wprost od struktury osnowy. Jednakże żeliwo 4 wyżarzone w temperaturze 950°C nie wykazuje istotnych zmian twardości, mimo że wyraźnie następuje

zmniejszenie perlitu /rys.4a/.

Znacznym odstępstwem od sformułowanej wyżej zależności między strukturą a twardością, jest twardość żeliwa 1 i 2. Struktura żeliwa 2 wykazuje dla każdej temperatury i czasu wyżarzania wyższą zawartość perlitu niż żeliwo 1, natomiast twardość żeliwa 2 jest w każdych warunkach wyżarzania niższa niż żeliwa 1.

Jak wynika z wykresów na rysunku 3a,b, miedź jest składnikiem o silniejszym działaniu perlityzującym aniżeli mangan. Nieznaczna zawartość miedzi występująca w żeliwie 2, wywołuje silniejsze perlityzujące działanie aniżeli wysoka zawartość manganu w żeliwie 1. Mimo więc większej ilości perlitu w żeliwie 2 w porównaniu do żeliwa 1, twardość żeliwa 2 jest niższa od twardości żeliwa 1, co należy przypisać umacniającemu działaniu manganu.

Reasumując: można stwierdzić, że przy występującej w badaniach szybkości nagrzewania i chłodzenia, czas wygrzewania powoduje początkowo zmniejszenie zawartości perlitu, a po osiągnięciu minimum, dalsze przedłużenie czasu powoduje wzrost zawartości perlitu. Podwyższenie temperatury wyżarzania przesuwą minimum zawartości perlitu do krótszego czasu wygrzewania.

Taki wpływ wyżarzania należy wiązać z zachodzącym w żeliwie procesem ujednorodniania. W żeliwie po odlaniu krzem, miedź oraz aluminium mają likwację odwrotną, występują w dużym stężeniu w centrach kolonii eutektycznych i dendrytów, natomiast mangan, chrom, siarka i fosfor mają likwację normalną, a więc w dużym stężeniu występują na granicach komórek eutektycznych i dendrytów.

Wyżarzanie ujednorodniające, przyczyniając się do zmniejszenia gradientu składników chemicznych żeliwa, prowadzi w początkowym okresie wyżarzania do takiego wzajemnego układu gradientu, który sprzyja grafityzacji bezpośredniej podczas chłodzenia i powoduje powstanie coraz większej ilości ferrytu. Zmniejszenie bardzo wysokiej koncentracji krzemu w centrach komórek eutektycznych i dendrytach, powoduje powiększenie

obszaru austenitu wzbogaconego w krzem w stosunku do obszarów bogatych w mangan, co przyczynia się do wzrostu ferrytyzacji podczas chłodzenia. Po pewnym okresie czasu wygrzewania, tym dłuższym, im wyższa zawartość miedzi w żeliwie, osiąga się maksymalny stopień przemiany austenitu w ferryt. Dalszy wzrost czasu wygrzewania prowadzi do stabilizacji austenitu i zmniejszenia jego skłonności do przemiany w ferryt, a w coraz większym stopniu następuje rozpad eutektoidalny. Stabilizację austenitu powoduje zwiększające się ujednorodnianie składu chemicznego i coraz to większy zanik homo- i heterogenicznych zarodków krystalizacji.

Podwyższenie temperatury wyraźnie przesunęło minimum zawartości perlitu w osnowie do krótszych czasów, natomiast podniesienie zawartości miedzi oddziałuje przeciwnie. Mangan przy zawartości do 1 % nie wywołuje istotnych zmian w położeniu minimum zawartości perlitu.

W temperaturze 1050°C w żeliwie 1 minimum zawartości perlitu po wyżarzaniu występuje w czasie krótszym od 1 godziny wygrzewania. Należy sądzić, że ciągły wzrost zawartości perlitu i twardości ze wzrostem czasu wygrzewania jest przyczyną podniesienia wytrzymałości na rozciąganie, co wykazano w pracy [10].

6. Wnioski

Wyżarzanie ujednorodniająco perlitycznego żeliwa sferoidalnego prowadzi do znacznej grafityzacji, a zatem i ferrytyzacji. Ferrytyzacja jest maksymalna przy braku miedzi i silnie zmniejsza się z jej wzrostem.

Ze wzrostem czasu wygrzewania początkowo następuje zmniejszenie zawartości perlitu w osnowie, aż do osiągnięcia minimum. Dalszy wzrost czasu wygrzewania powoduje ciągłe zwiększanie się zawartości perlitu.

Podniesienie temperatury wyżarzania z 950 do 1050°C powoduje na ogół zwiększenie zawartości perlitu w żeliwie o zawartości miedzi około jednego procenta, a przy zawartości miedzi około dwóch procent - zmniejszenie. Należy się jednak liczyć z tym, że przedłużenie czasu wygrzewania powyżej 32 godzin lub dalsze podniesienie temperatury wyżarzania

żeliwa, zawierającego około dwu procent miedzi, również doprowadzi do zwiększenia zawartości perlitu. Jednocześnie podniesienie temperatury powoduje, że minimum zawartości perlitu osiąga się w krótszych czasach wyżarzania, natomiast wzrost zawartości miedzi oddziałuje przeciwnie. Mangan nie wpływa wyraźnie na położenie minimum zawartości perlitu.

Dla wyjaśnienia przyczyn zmian zawartości perlitu w osnowie żeliwa w zależności od czasu wygrzewania, należy przeprowadzić badania nad gradientem zawartości miedzi, krzemu oraz chromu w obszarze komórek eutektycznych i dendrytów.

Literatura

1. Abar I.W. i in.: Effect of silicon content on the heat treatment and mechanical properties of nodular iron. Mod. Castings 1965, Nr 2, str. 106.
2. Borchers H., Haberl G.: Über die Wärmebehandlung von Gusseisen mit lamellarer und sphärolithischer Graphitusbildung. Giesserei Techn. - Wiss. Beihefte 1960, Nr 30, str. 1679.
3. Bylica A., Sakwa W.: Dobór parametrów dwustopniowego wyżarzania grafityzującego żeliwa sferoidalnego w świetle nowych badań. Materiały VI Konferencji PAN - STOP Katowice 1968.
4. Charbonnier I., Mergerie I.C.: Etude des microsegregations dans une fonte mécanique de haute résistance. Influence des traitements thermiques. Fonderie 1963, Nr 207, str. 161.
5. Guterman S., Pisarenko G.: Vlijanie temperatury odžiga na mekaničeskie svojsta čuguna s šarovidnym grafitom i pereraspredelenie fosfora. Fiz. Met. i Metall. 1958, Nr 2, str. 311.
6. Krištal M.A., Rikman E.P., Žukov A.A.: Vnutrikristaličeskaja likvacija kremnija i magnija v čugunie s šarovidnym grafitom. Lit. Proizv. 1960, Nr 2, str. 28.

7. Malinočka J.N., Maslenkov S.B., Jegoršina T.W.: Isledovanie mikrolikvacji kremnja v čugunie s pomoščju elektronno sonda. Lit.Proizv. 1963, Nr 1, str. 22.
8. Malinočka J.N.: O vnutrikristaličeskoj likvacji kremnja v serom čugunie. Lit. Proizv. 1959, Nr 1, str. 32.
9. Oleszycki H.: Praca nie publikowana.
10. Oleszycki H.: Mechanizm powstawania perlitu z cementytem kulkowym w żelwie sferoidalnym w czasie zabiegów cieplnych. Praca doktorska, AG-H, Kraków 1970.
11. Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. PWT, Warszawa, 1957.
12. Rutkowski J., Dobrzański F., Kusek H.: Obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego. Przegląd Literatury. Instytut Odlewnictwa, Kraków 1969, /praca nie publikowana/.
13. Rys I.: Wstęp do metalografii ilościowej. Wyd. Śląsk, Katowice, 1970.
14. Todorov R.P., Košovnik G.I.: Gomogenizujuščyj odžig magnevoego čuguna M i TOM 1962, Nr 8, str. 10.
15. Vaščenko K.J., Avrinskij A.V., Firstov A.N. i in.: Lite kolenčatye valy iz magnevoego čuguna dlja dvigateli motocikla K-650. Lit. Proizv. 1966, Nr 9, str. 11.
16. Vaščenko K.J., Snežko A.A., Firstov A.N.: Technologia wytwarzania i własności wytrzymałościowe odlewanych wałów wykorbionych do silników motocyklowych. Przegl. Odl. 1969, Nr 6, str. 201.
17. Vaščenko K.I., Todorov K.P., Košovnik G.I.: O rozpredelenie kremnija meždu fazami pri odžiga magnevoego čuguna. Lit. Proizv. 1959, nr 4, str. 20.
18. Vaščenko K.I., Todorov R.P., Košovnik G.I.: Vlijanie režima odžiga magnevoego čuguna na ego mehaničeskie svojstva. Lit. Proizv. 1960, Nr 5, str. 28.
19. Vološčenko M.V., Litovka V.I.: O fosfidnoi evtetikie v otlivkach iz magnevoego čuguna. Lit. Proizv. 1963, Nr 10, str. 22.
20. Vološčenko M.V., Litovka V.I., Zelenyj F.G.: Vlijanie mikrolegirovanija i termičeskoj obrabotki na mehaničeskie svojstva čuguna s šarovidnym grafitom. M i TOM, 1968, Nr 5, str. 50.
21. Zacharov V.A., Dokunin J.I.: Magnevij čugun v avtomobilestroenii. Lit. Proizv. 1961, Nr 4, str. 7.

INFLUENCE OF HOMOGENIZING CONDITIONS UPON HARDNESS
AND MATRIX STRUCTURE OF PEARLITIC SPHEROIDAL GRAPHITE CAST IRON

/ Summary /

Homogenizing of pearlitic spheroidal graphite cast iron at temperature of 950 and 1050 °C at initial holding time causes a decrease of pearlite contents in the matrix and of hardness to a certain minimum. Continued holding causes an increase of pearlite contents and of hardness.

Rising of annealing temperature causes a pushing of minimum pearlite contents and of hardness to shorter periods of holding, as well as general increase of pearlite contents.

Copper strongly hinders the decrease of pearlite contents after homogenizing, manganese - on the other hand shows no influence.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА
ТВЁРДОСТЬ И СТРУКТУРУ ОСНОВЫ ПЕРЛИТНОГО МАГНИЕВОГО
ЧУГУНА

/Резюме/

Гомогенизационный отжиг перлитного магниевого чугуна при температуре 950 и 1050°C в начале выдержки приводит к сокращению: содержания перлита в основе и твёрдости до определённого минимума. Дальнейшая выдержка способствует увеличению содержания перлита и твёрдости. Увеличение температуры отжига способствует перемещению минимума содержания перлита и твёрдости до более короткого времени выдержки и общему увеличению содержания перлита.

Медь значительно задерживает опад содержания перлита после гомогенизационного отжига, тогда как марганец не оказывает влияния.

Henryk Oleszycki
Tadeusz Zalewski-Korziuk

WPLYW JEDNOZABIEGOWEGO I DWUZABIEGOWEGO WYŻARZANIA ŻELIWA
SFEROIDALNEGO NA JEGO WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE

Badania wpływu jednozabiegowego i dwuzabiegowego wyżarzania przemysłowego żeliwa sferoidalnego klasy perlitycznej doprowadziły do następującego stwierdzenia: Bez względu na sposób przeprowadzenia pierwszego zabiegu /wyżarzanie w temperaturze nadkrytycznej/ lub bez tego zabiegu, wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej, w czasie dłuższym od 6-ciu godzin, prowadzi do uzyskania niemal jednakowych właściwości mechanicznych.

1. Wstęp

Wyżarzanie sferoidyzujące lub ferrytyzujące żeliwa sferoidalnego przeprowadza się najczęściej w dwu zabiegach, rzadziej w jednym zabiegu dwustopniowym i wyjątkowo w jednym zabiegu jednostopniowym [1,2,3,5,6,9,10,11,12,14].

Pierwszy zabieg /pierwszy stopień w obróbce jednozabiegowej/ odbywa się w temperaturze nadkrytycznej i ma na celu grafityzację cementytu ledeburytycznego i ujednorodnianie osnowy. Drugi zabieg /drugi stopień w obróbce jednozabiegowej/ ma na celu sferoidyzację cementytu eutekoidalnego w przypadku wyżarzania sferoidyzującego lub jego grafityzację w przypadku wyżarzania ferrytyzującego.

Panuje powszechnie zdanie, że ujednorodnianie jest dla żeliwa sferoidalnego korzystne, gdyż powoduje podniesienie wydłużenia i udarności, przy nieznacznym spadku wytrzymałości i twardości [1,4,9,11,12]. Temperatura zabiegu wynosi $900 + 1050^{\circ}\text{C}$, przy czym im jest ona wyższa, tym intensywniej zachodzi proces ujednorodniania. Niektórzy metaloznawcy przestrzegają jednak przed przekraczaniem $950 + 1000^{\circ}\text{C}$ i stwierdzają, że wyższe temperatury powodują obniżenie właściwości plastycznych i udarności [1,4].

Wzrost czasu wyżarzania powoduje ciągły spadek wytrzymałości na rozciąganie i twardości oraz wzrost wydłużenia i udarności [9,11,12]. Według specjalistów [12] najintensywniejsze zmiany, podczas wygrzewania w 1050°C , zachodzą przez pierwsze 8 - 10 godzin, natomiast dłuższy czas wygrzewania prawie nie wywiera wpływu.

Wygrzewanie w temperaturze podkrytycznej powoduje spadek wytrzymałości na rozciąganie i twardości oraz wzrost wydłużenia i udarności. Temperaturę wygrzewania przyjmuje się jak najwyższą, lecz nie przekraczającą A_{C1} [5,7]. Według autorów [12] czas wygrzewania 8 - 20 godzin w temperaturze 740°C nie wywołuje żadnych zmian właściwości mechanicznych. Należy jednak sądzić, że już po ośmiu godzinach autorzy otrzymali strukturę ferrytyczną.

Istotnymi czynnikami wpływającymi na wynik wyżarzania sferoidyzującego lub ferrytyzującego są temperatura i czas wyżarzania w temperaturach nadkrytycznych oraz czas wyżarzania w temperaturze podkrytycznej. W przytoczonej literaturze uwzględniono jeden lub najwyżej dwa wspomniane czynniki. Wyjaśnienia wymaga wpływ wszystkich czynników na właściwości mechaniczne z jednoczesnym porównaniem wyżarzania dwuzabiegowego z jednozabiegowym jednostopniowym.

2. Badania

Do badań użyto żeliwo sferoidalne, wytopione w żeliwiaku o składzie chemicznym podanym w tablicy 1.

Tablica 1

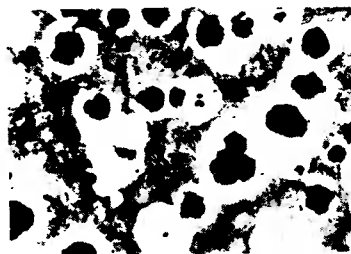
Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego

C w %	Si w %	Mn w %	P w %	S w %	Mg w %
3,32	2,46	0,54	0,08	0,009	0,06

Żeliwo, po modyfikacji prętami magnezowymi w zbiorniku żeliwiaka i żelazo - krzemem na rynnę spustowej, odlano do form piaskowych suszonych w bloczki o kształcie koniczynek. Właściwości mechaniczne żeliwa w stanie surowym przedstawione są w tablicy 2. Strukturę żeliwa przedstawiają rysunki 1 i 2. Osnowa jest ferrytyczno-perlityczna z grafitem kulkowym GFK3.



Rys.1. Struktura w stanie surowym. Zgład nietaw.
Pow. 100 x



Rys.2. Struktura w stanie surowym. Zgład traw.
Pow. 100 x

Obróbkę cieplną przeprowadzono na odcinkach występów bocznych koniczynek. Po jej zakończeniu z odcinków wykonano próbki do badania właściwości mechanicznych. Obróbkę cieplną przeprowadzono w piecu syilitowym komorowym, umieszczając odcinki koniczynek w skrzynkach stalowych, wypełnionych węglem drzewnym i uszczelnionych azbestem oraz pokrywą stalową. Skrzynki ładowano do pieca nagrzanego do zaplanowanej temperatury. Za

Tablica 2

Właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego w różnym stanie obróbki cieplnej

Symbol stanu początkowego	Rodzaj stanu początkowego	Właściwości mechaniczne dla stanu początkowego						Właściwości mechaniczne po wyżarzaniu w temp. 720°C. Czas wyżarzania w godz.									
		R _m w kg/mm ²	A ₅ w %	HB w kg/mm ²	U w kg/cm ²	R _m w kg/mm ²	A ₅ w %	HB w kg/mm ²	U w kg/cm ²	R _m w kg/mm ²	A ₅ w %	HB w kg/mm ²	U w kg/cm ²	24			
														R _m w kg/mm ²	A ₅ w %		
A	Surowy	55,1	5,0	211	2,21	52,7	6,4	193	3,65	49,3	12,2	179	8,45	49,0	13,5	176	9,17
B	Normalizowany 920°C-2 godz. /w piecu do 880°C/w pow.	71,6	1,6	285	1,17	68,4	3,1	246	2,28	48,1	13,4	168	8,17	47,5	13,9	166	8,78
C	Normalizowany 920°C-10 godz. /w piecu do 880°C/w pow.	77,0	1,7	283	1,21	63,0	4,1	245	1,26	48,3	15,1	165	8,04	47,3	15,0	163	8,45
D	Normalizowany 1020°C-2 godz. /w piecu do 880°C/w pow.	72,6	2,0	268	2,39	57,6	8,9	210	4,41	48,6	13,5	166	6,69	46,5	14,3	163	9,50
E	Normalizowany 1020°C-10 godz. /w piecu do 880°C/w pow.	78,3	2,6	279	2,47	61,0	7,0	220	4,53	48,3	15,1	164	9,86	47,5	17,5	161	7,83

wygrzewania liczone od momentu osiągnięcia w środku skrzynki temperatury pieca.

Obróbkę cieplną przeprowadzono w dwu zabiegach. Najpierw odcinki koniczynek nagrzewano do temperatury 920°C i wygrzewano 2 i 10 godzin następnie nagrzewano do 1020°C i również wygrzewano 2 i 10 godzin. Po wygrzewaniu, skrzynki chłodzono w piecu do temperatury 880°C , po czym wyładowywano z pieca i wyrzucano odcinki koniczynek na płyty szamotowe, gdzie stygły do temperatury pokojowej. Wówczas odcinki ponownie ładowano do skrzynek i nagrzewano do temperatury 720°C oraz wygrzewano w czasie 1,5, 6 i 24 godziny. Po zakończeniu wygrzewania wyjmowano skrzynki, rozładowywano i odcinki chłodzono na płytach szamotowych. Dla celów porównawczych wyżarzone w temperaturze podkrytycznej odcinki koniczynek nie poddane wcześniej wyżarzaniu w temperaturze nadkrytycznej. ●

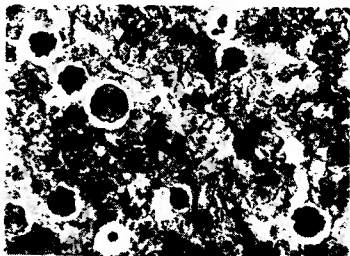
Badanie wytrzymałości na rozciąganie wykonane na próbkach pięciokrotnych o średnicy 10 mm. Badanie udarności wykonane na próbkach $10 \times 10 \times 55$ mm bez karbu. Twardość i strukturę badano na próbkach o średnicy 20 mm i wysokości 15 mm.

Rezultaty badania właściwości mechanicznych przedstawia tablica 2. Każda wartość z tablicy jest średnią arytmetyczną z trzech prób.

Porównując właściwości mechaniczne żeliwa dla stanu surowego i po normalizowaniu, widać znaczne podniesienie wytrzymałości na rozciąganie i twardości oraz spadek wydłużenia i udarności prób wygrzewanych w temperaturze 920°C /stan B i C w tablicy 2/. Ujemne zmiany wydłużenia i udarności należy przypisać strukturze stanu surowego, w której występuje znaczna ilość ferrytu, natomiast w stanie normalizowanym ferrytu jest mniej /rys.3/.

Podniesienie temperatury wygrzewania do 1020°C powoduje, w stosunku do wygrzewania w 920°C , wzrost wytrzymałości na rozciąganie, obniżenie twardości i wzrost wydłużenia oraz udarności. Takie zmiany twardości i wydłużenia wyjaśnia się zazwyczaj procesem ujednorodniania osnowy. Trudno jest natomiast wyjaśnić zmiany wytrzymałości na rozciąganie i udarności.

Wymaga to przeprowadzenia dodatkowych badań.



Rys.3. Struktura w stanie normalizowanym. 920°C - 2 godz./w piecu do 880°C/ w powietrzu. Zgląd traw. Pow. 100 x

Przedłużenie czasu wygrzewania w temperaturze 920 i 1020°C powoduje podniesienie wytrzymałości na rozciąganie, przy czym inne właściwości prawie nie ulegają zmianie. Zjawisko to jest spotykane, ale również jeszcze nie wyjaśnione [5].

Wyżarzanie w temperaturze 720°C, bez względu na stan początkowy żeliwa, powoduje obniżenie wytrzymałości

na rozciąganie i twardości oraz wzrost wydłużenia i udarności.

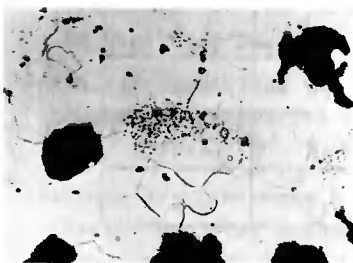
Największe zmiany właściwości następują w pierwszych 6-ciu godzinach wyżarzania, dalszy wzrost czasu praktycznie nie wywołuje żadnych zmian.

Porównując właściwości mechaniczne żeliwa surowego /tabl.2 stan A/ z żeliwem normalizowanym w różnych warunkach /tabl.2 stan B,C,D i E/ można stwierdzić, że przy czasie wygrzewania w temperaturze 720°C równym i większym od 6-ciu godzin, wyżarzanie jednozabiegowe prowadzi do tych samych wyników, co wyżarzanie dwuzabiegowe. Przyczyną tego jest silna niejednorodność osnowy, która uległa minimalnej zmianie nawet po wygrzewaniu przez 10 godzin w temperaturze 1020°C. Porównanie struktur podanych na rysunkach 4,5,6,7 i 8 potwierdza ten wniosek.

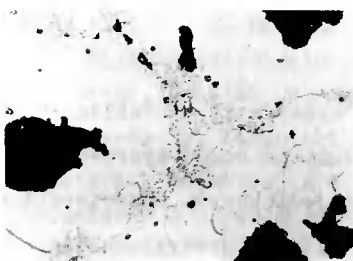
Żeliwo w stanie surowym, normalizowanym oraz po wyżarzaniu przez 1,5 godziny w temperaturze 720°C ma duży rozrzut wytrzymałości na rozciąganie i twardości. Rozrzut ten maleje przy dłuższym czasie wygrzewania w temperaturze 720°C. Przykład rozrzutu właściwości przedstawiony jest w tablicy 3, gdzie podano rozstęp wytrzymałości na rozciąganie dla różnych, stosowanych w badaniach, warunków obróbczych. Podobne zmiany rozrzutu stwierdzono dla twardości, natomiast dla wydłużenia i udarności zauważono zjawiska odwrotne, a mianowicie przy dłuższym czasie wyżarzania rozrzut obu właściwości rośnie, nie zaś maleje.



Rys.4. Struktura w stanie wyżarzonym jednozabiegowo. 720°C - 24 godz. /w powietrzu/. Pow. 250 x.



Rys.5. Struktura w stanie wyżarzonym dwuzabiegowo:
920°C - 2 godz. /w piecu, do
880°C/ w powietrzu do 20°C/
/720°C - 24 godz./ w powietrzu.
Zgład traw. Pow. 250 x.



Rys.6. Struktura w stanie wyżarzonym dwuzabiegowo:
920°C - 10 godz./w piecu, do
880°C/ w powietrzu do 20°C/
/720°C - 24 godz./ w powietrzu.
Zgład traw. Pow. 250 x.



Rys.7. Struktura w stanie wyżarzonym dwuzabiegowo:
1020°C - 2 godz./w piecu, do
880°C/ w powietrzu do 20°C/
/720°C - 24 godz./ w powietrzu.
Zgład traw. Pow. 250 x.



Rys.8. Struktura w stanie wyżarzonym dwuzabiegowo:
1020°C - 10 godz. /w piecu do
880°C/ w powietrzu do 20°C/
/720°C - 24 godz./ w powietrzu.
Zgład traw. Pow. 250 x.

Tablica 3

Wielkość rozstępu wartości R_m w kg/mm^2

Symbol stanu początkowego	Wielkość rozstępu dla stanu początkowego	Wielkość rozstępu po wyżarzaniu w 720°C . Czas wyżarzania w godzinach		
		1,5	6	24
A	5,3	1,5	0,8	1,2
B	5,8	8,1	1,4	1,5
C	4,8	3,4	0,5	0,3
D	5,0	3,7	0,8	1,8
E	5,0	9,3	0,2	0,9

3. Wnioski

Z przeprowadzonych badań wynika, że wyżarzanie dwuzabiegowe żeliwa sferoidalnego prowadzi, w miarę przedłużenia czasu wygrzewania w temperaturze podkrytycznej, do otrzymania jednakowych właściwości mechanicznych bez względu na warunki wygrzewania w pierwszym zabiegu. Ponadto obróbka cieplna dwuzabiegowa nie prowadzi do otrzymania korzystniejszych właściwości mechanicznych w stosunku do obróbki cieplnej jednozabiegowej przeprowadzonej w temperaturze podkrytycznej.

Podstawową przyczyną zaobserwowanego zjawiska jest silna niejednorodność badanego żeliwa. Stąd należy wnosić, że podobne zjawiska występować będą w grubościennych odlewach żeliwa sferoidalnego, odlewanych w formach suszonych, których skład chemiczny będzie zbliżony do składu badanego żeliwa.

Żeliwo sferoidalne takie, jakie obecnie stosuje się dla odlewów przeznaczonych do wyżarzania sferoidyzującego o podwyższonej zawartości manganu lub z zawartością miedzi, wymaga przebadania i dlatego niniejsze wnioski nie mogą być do niego odniesione.

Literatura

1. Borchers H., Haberl G.: Über die Wärmebehandlung von Gusseisen mit lamellarer und spärrolitischer Graphitausbildung. Giesserei, Techn.-Wiss. Beihefte, 1960, nr 30, str. 1679.
2. Cox G.J.: Der Einfluss der Zusammensetzung auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand und im geglühten Zustand. Giesserei, 1963, nr 4, str. 92.
3. Cox G.J.: Entwicklung von besonderen mechanischen Eigenschaften im Gusseisenwerkstoffen mit Kugelgraphit. Giesserei, 1968, nr 6, str. 127.
4. Guterman S., Pisarenko G.: Vlijanie temperatury odžiga na mehaničeskie svojstva čuguna s šarovidnym grafitom i pereraspredelenie fosfora. FMiM, 1958, nr 2, str. 311.
5. Oleszycki H.: Mechanizm powstawania perlitu z cementytem kulkowym w żeliwie sferoidalnym w czasie zabiegów cieplnych. Praca doktorska, Wydział Odlewnictwa, AGH, Kraków 1970.
6. Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. PWT, Warszawa, 1957.
7. Rudnik S., Majchrowicz E.: Wyżarzanie grafityzujące żeliwa sferoidalnego o niskiej zawartości krzemu. Przegl. Odł. 1967, nr 7-8, str. 225.
8. Rutkowski J., Dobrzański F., Kusek H.: Obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego - przegląd literatury. Inst. Odł. Z-2032/67/3, 1969.
9. Todorov R.P., Košovnik G.I.: Gomogenizujuščij odžig magneвого čuguna. MITOM, 1962, nr 8, str. 10.
10. Vaščenko K.I., Avrinskij P.V., Firstov A.N. i in.: Litye kolenčatye valy iz magneвого čuguna dlja dvigatelyi motocikla K-650. Lit. Proizv., 1966, nr 9, str. 11.
11. Vaščenko K.I., Todorov R.P., Košovnik G.I.: O rospredelenii kremnja meždu fazami pri odžige magneвого čuguna. Lit. Proizv., 1959, nr 4 str. 20.
12. Vaščenko K.I., Todorov R.P., Košovnik G.I.: Vlijanie režima odžiga magneвого čuguna na ego mehaničeskie svojstva. Lit. Proizv., 1960, nr 5, str. 28.
13. Vološčenko M.V., Litovka V.I., Zelenyj B.G.: Vlijanie mikrolegirovaniya i termičeskoj obrabotki na mehaničeskie svojstva čuguna s šarovidnym grafitom. MiTom, 1968, nr 5.

14. Zacharov V.A., Dokunin Ju.I.: Magnevyj čugun v avtomobilestroeni Lit. Proizv., 1961, nr 4, str. 7.

INFLUENCE OF SINGLE AND DOUBLE ANNEALING OF PEARLITIC
SPHEROIDAL UPON ITS MECHANICAL PROPERTIES

/ Summary /

The investigations of influence of single and double annealing of graphic cast iron industrial pearlitic spheroidal caused following statement :

regardless of the way of carrying out the first annealing /annealing at super-critical temperature/ or without it, the annealing at under-critical temperature, for a time exceeding 6 hours, causes to achieve almost equal mechanical properties.

ВЛИЯНИЕ ОДНОКРАТНОГО И ДВУКРАТНОГО ОТЖИГА МАГНИЕВОГО
ЧУГУНА НА ЕГО МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Резюме

Исследования влияния однократного и двукратного промышленного отжига перлитного магниевого чугуна привели к следующим утверждениям: независимо от способа проведения первого отжига /отжиг при надкритической температуре/ или без него, отжиг при подкритической температуре /продолжительность более 6 часов/ ведёт к получению почти одинаковых механических свойств.

Krescenty Sędzierski

PRÓBA UTWARDZENIA ŻYWICY POLIESTROWEJ
PROMIENIAMI RENTGENOWSKIMI

Przedmiotem niniejszej publikacji jest utwardzenie żywicy poliestrowej Polimal 109 przy pomocy promieni rentgenowskich. W wyniku badania stwierdzono, że żywica Polimal 109 nadaje się do utwardzania radiacyjnego bez potrzeby wprowadzania jakichkolwiek zmian w jej składzie chemicznym. Potrzebna do optymalnego utwardzenia żywicy dawka promieniowania jest stosunkowo niska, natomiast czas utwardzania przy użyciu aparatu rentgenowskiego - bardzo długi.

Istnieje duża szansa zastosowania utwardzania radiacyjnego w przetwórstwie żywic poliestrowych pod warunkiem użycia wydajniejszego źródła promieniowania.

1. Wstęp

W ostatnich latach systematycznie wzrasta zainteresowanie zagadnieniem wykorzystania promieniowania wysokoenergetycznego w procesach przemysłowych, szczególnie w przemyśle tworzyw sztucznych. W dziedzinie tej prowadzi się aktualnie szereg prac badawczych w zakresie polimeryzacji, szczepienia polimerów, utwardzania ochronnych powłok polimerowych, wulkanizacji elastomerów, uszlachetniania włókien sztucznych oraz otrzymywania materiałów wieloskładnikowych /np. betonów/.

Celem badań, stanowiących przedmiot niniejszego artykułu, jest zorientowanie się w możliwościach stosowania promieniowania rentgenows-

kiego w przetwórstwie żywic poliestrowych typu Polimal.

Proces utwardzania żywicy poliestrowej polega na kopolimeryzacji nienasyconych poliestrów ze styrenem. Reakcja ta różni się od zwykłej polimeryzacji tym, że monomer tworzy mostki pomiędzy dwiema cząsteczkami poliestru. Utwardzony w ten sposób polimer posiada strukturę trójwymiarową, silnie usieciowaną.

Kopolimeryzacja styrenu z nienasyconymi poliestrami jest reakcją łańcuchową i może być inicjowana chemicznie - wolnorodnikowo nadtlenkami organicznymi. Nadtlenki organiczne dodane do żywicy rozpadają się pod wpływem ciepła /utwardzanie na gorąco/ lub przyspieszaczy /utwardzanie na zimno/ na wolne rodniki z niesparowanym elektronem i zapoczątkowują reakcję łańcuchową. Fragmenty rozpadu nadtlenu są trwale wbudowane w polimer.

W praktyce żywice Polimal utwardza się przeważnie w temperaturze pokojowej, w obecności inicjatora - nadtlenu cykloheksanonu^{1/} i przyspieszacza kobaltowego^{2/}.

Radiacyjne utwardzanie żywic poliestrowych polega na poddaniu ich działaniu promieniowania o wysokiej energii. W tym przypadku, promieniowanie inicjuje reakcję kopolimeryzacji monomeru z nienasyconymi poliestrami.

Promieniowanie o wysokiej energii przenikając przez materię oddziałuje na nią i traci swą energię wskutek pochłaniania fotoelektrycznego, rozproszenia komptonowskiego oraz tworzenia par /elektron-pozyton/. Bez względu na to, czy pochłanianie fotonów o wysokiej energii jest wynikiem efektu fotoelektrycznego, komptonowskiego czy tworzenia par, sprządza się ono przede wszystkim do uwolnienia elektronów, zdolnych do wywołania dużej liczby wtórnych jonizacji i pobudzeń. Chemiczne efekty działania promieniowania wysokoenergetycznego zależne są od struktury napromienianej substancji. W substancjach o strukturze cząsteczkowej,

1/ nadtlenek cykloheksanonu dodaje się w postaci 50% pasty we ftalanie butylowym o nazwie handlowej pasta HCH;

2/ roztwór naftianu kobaltu zawierający 1% kobaltu metalicznego o nazwie handlowej aktywator Co1

w których atomy wchodzące w skład cząsteczki powiązane są ze sobą przy pomocy elektronów u Wspólnionych, podstawowymi efektami działania promieniowania są jonizacja i pobudzenie.

Literatura dotycząca radiacyjnego utwardzania żywic poliestrowych jest bardzo szczupła. Znalaziono zaledwie kilka pozycji traktujących szerzej to zagadnienie [3,5,6].

Radiacyjnym utwardzaniem żywic poliestrowych zajmowali się: Callinan, Charlesby, Wycherley, Colichman, Scarborough, Fukada, Ballantine i Manowitz [3], Omielczenko S.I. i inni [5] oraz E. Proksch [6].

Callinan stwierdził, że mieszaniny handlowych poliestrów, występujących początkowo w postaci przezroczystych, lepkich cieczy, przechodziły w stan stały pod działaniem dawek promieniowania gamma wynoszących 0,2 do 0,4 Mrd oraz, że zwiększenie dawki promieniowania prowadzi do zwiększenia twardości, zmiany barwy i podwyższania temperatury rozkładu. W informacji tej brak dokładniejszych danych o składzie chemicznym badanych żywic i uzyskiwanych wynikach badań.

Ballantine i Manowitz [3] podczas badań wpływu mocy dawek promieniowania gamma na temperaturę utwardzanej żywicy stwierdzili, że przy mocach dawek wynoszących 1200 - 13500 rad/min temperatura żywicy w porównaniu z utwardzaniem chemicznym wzrastała stopniowo, a osiągnięte maksimum temperatury było niższe.

Omielczenko S.I. i inni [5] badali radiacyjną kopolimeryzację nienasyconych poliestrów z różnymi monomerami. W wyniku badań stwierdzono, że radiacyjna kopolimeryzacja nienasyconych poliestrów z monomerami przynosi nie tylko korzyści technologiczne, lecz także umożliwia otrzymanie tworzywa o ulepszonych właściwościach.

Praca E. Proksch'a [6] obejmuje badania przebiegu radiacyjnego utwardzania żywic poliestrowych w zależności od ich składu chemicznego. Stopień utwardzenia napromienianych promieniami gamma próbek żywic, określano na podstawie zawartości frakcji zolu i żelu oraz nieprzereagowanego styrenu.

Za żywicę w pełni utwardzoną przyjęto tworzywo zawierające 98 % żelu a dawkę promieniowania potrzebną do uzyskania tego stopnia utwardzenia oznaczono symbolem D_{98} . Wyniki pracy wykazały, że potrzebna do utwardzenia żywic poliestrowych dawka promieniowania zależna jest od ich składu chemicznego i to zarówno od rodzaju poliestrów, jak i monomeru.

2. Część doświadczalna

2.1. Charakterystyka żywicy

Krajowe żywice Polimal stanowią roztwory poliestrów maleinowych w styrenie. Spośród dość szerokiego asortymentu żywic, do badań wytypowano żywicę Polimal 109. Wyboru tego dokonano z uwagi na przynależność Polimalu 109 do grupy żywic standardowych o ogólnym przeznaczeniu /Polimal 100,101,102,103,108,109/ oraz na szerokie zastosowanie w przemyśle. Żywice o ogólnym przeznaczeniu różnią się między sobą reaktywnością i sztywnością po utwardzeniu. Polimal 109 jest żywicą średnio reaktywną, po utwardzeniu przemienia się w polimer sztywny i twardy.

2.2. Aparatura i parametry badania

- aparat rentgenowski typ Stabil 250;

parametry napromieniania : 220 kV, 14 mA, odległość próbki od ogniska lampy rtg - 10 cm, czasy napromieniania: 3, 9, 12, 15, 18, 21, 24, 27 godz.

- twardościomierz Łucznicz typ PW - 106;

parametry badania: obciążenie wstępne $P' = 10$ kG,
obciążenie podstawowe $P = 60$ kG,
średnica kulki = 10 mm.

2.3. Metodyka badania

Próbki żywicy Polimal 109 napromieniano aparatem rentgenowskim przy stałym napięciu oraz prądzie anodowym i zmiennym czasie, w foremkach blaszanych o wymiarach 30 x 30 x 5 mm. Wielkość ekspozycji określano iloczynem prądu anodowego i czasu w mA godz.

Stopień utwardzenia napromienianych próbek żywicy określano przy pomocy twardościomierza, dokonując pomiarów twardości /HK/ i modułu sprężystości /E/. Za miarę zakończenia procesu utwardzania przyjęto uzyskanie przez próbki stałych wartości twardości i modułu sprężystości.

Twardość określono według wzoru:

$$HK = \frac{F}{\pi Dh} , \quad \text{kG/mm}^2,$$

w którym:

F - obciążenie podstawowe, kG,

D - średnica kulki, mm,

h - zagłębienie kulki, mm.

Moduł sprężystości określono z zależności wyprowadzonej przez Thiniusia i Thatera [2] :

$$b = \frac{1}{r^{1/3}} \cdot \frac{3}{4} \cdot \frac{1 - \mu^2}{E} \cdot \frac{2/3}{P - P'} \cdot \frac{2/3}{P - P'} , \quad \text{cm},$$

w którym:

b - udział odkształcenia elastycznego, cm,

r - promień kulki, cm,

μ - liczba Poissona, wynosząca w przybliżeniu 0,3,

E - moduł sprężystości podczas rozciągania, kG/cm²,

P - obciążenie podstawowe, kG,

P' - obciążenie wstępne, kG,

Po przekształceniu:

$$E = \frac{3}{4} \cdot \frac{1 - \mu}{b \sqrt{b} \sqrt{r}} / P - P', \text{ kG/cm}^2,$$

przy czym: $b = h - h_0$,

gdzie:

h - zagłębienie kulki odczytane w 60 sek. od momentu pełnego obciążenia siłą P ,

h_0 - zagłębienie kulki odczytane w 30 sek. po zdjęciu obciążenia P .

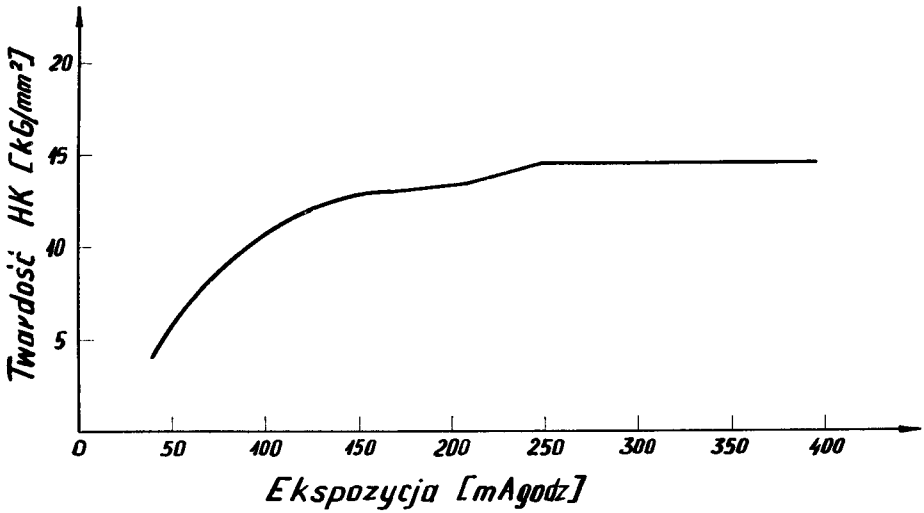
Należy zaznaczyć, że problem określenia stopnia utwardzenia żywic poliestrowych nie został do tej pory jednoznacznie rozstrzygnięty.

Stopień utwardzenia żywic poliestrowych można określić na podstawie zmian własności mechanicznych, chemicznych, elektrycznych i różnicowej analizy termicznej.

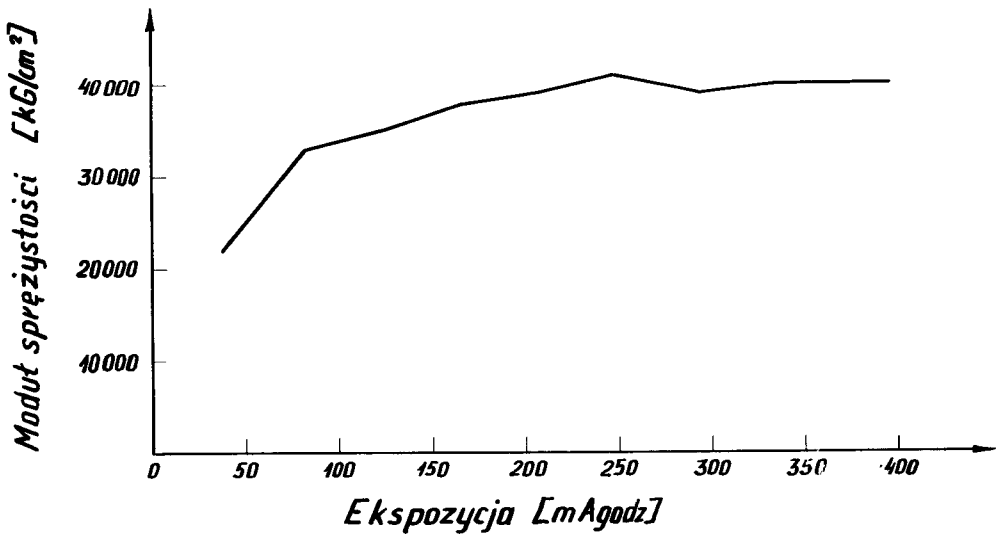
3. Wyniki badania

Wyniki badania zawiera tablica 1, a opracowane na ich podstawie wykresy zależności twardości i modułu sprężystości od ekspozycji przedstawiają rysunki 1 i 2.

Z przebiegu krzywych /rys.1 i 2/ wynika, że zarówno twardość, jak i moduł sprężystości Polimalu 109 początkowo rosną ze wzrostem ekspozycji, a następnie ustalają się na jednakowym poziomie, co świadczy o zakończeniu procesu utwardzania. Optymalny stopień utwardzenia żywicy osiągnięto przy ekspozycji wynoszącej 252 mA godz., co w przybliżeniu odpowiada dawce promieniowania wynoszącej 1,15 MR.



Rys.1. Zależność twardości od ekspozycji dla Polimalu 109



Rys.2. Zależność modułu sprężystości od ekspozycji dla Polimalu 109

Badanie zależności twardości i modułu sprężystości od ekspozycji

Nr próbki	Ekspozycja mA godz.	Twardość HK kG/mm ²	Moduł sprężystości E kG/cm ²
1	42	3,8	22,0 · 10 ³
2	84	9,4	32,9 · 10 ³
3	126	11,9	35,1 · 10 ³
4	168	12,9	37,8 · 10 ³
5	210	13,4	38,7 · 10 ³
6	252	14,7	41,1 · 10 ³
7	294	14,6	39,0 · 10 ³
8	336	14,8	40,4 · 10 ³
9	378	14,7	40,1 · 10 ³

Uwaga: wyniki HK i E określają średnią z sześciu pomiarów

4. Ustalenia i wnioski

- Żywica poliestrowa Polimal 109 nadaje się do utwardzania radiacyjnego bez potrzeby wprowadzania jakichkolwiek zmian w jej składzie chemicznym.

- Potrzebna do optymalnego utwardzenia żywicy dawka promieniowania jest stosunkowo niska, natomiast czas utwardzania przy użyciu aparatu rentgenowskiego - bardzo długi.

- Konwencjonalne aparaty rentgenowskie, z uwagi na niską wydajność, nie nadają się do prac radiacyjnych prowadzonych w skali technicznej.

- Proces radiacyjnego utwardzania, w przeciwieństwie do utwardzania chemicznego, może być kontrolowany. Inicjujące rodniki mogą być wprowadzane do układu z dowolną szybkością, a ich wytwarzanie można w dowolnym stadium zahamować.

Przy utwardzaniu chemicznym, liczba inicjujących rodników ograniczona jest stężeniem substancji utwardzających, w przypadku ich niedostatecznej ilości lub złego rozproszczenia uzyskuje się tworzywo trwale

niedotwardzone. Wydzielające się w czasie kopolimeryzacji ciepło zwiększa szybkość rozkładu substancji inicjującej, powodując samoprzyspieszenie reakcji i jej gwałtowny przebieg.

- Utwardzanie radiacyjne nie wymaga dozowania i rozprowadzania w żywicv substancji utwardzających, co w konsekwencji prowadzi do oszczędności materiałowych i uzyskania tworzywa bardziej jednolitego pod względem chemicznym.

Reasumując całokształt zebranego i przeanalizowanego materiału oraz biorąc pod uwagę wyniki przeprowadzonych badań można stwierdzić, że istnieje duża szansa stosowania radiacyjnego utwardzania w przetwórstwie żywic poliestrowych, pod warunkiem użycia wydajniejszego źródła promieniowania.

Celowym i pożytecznym byłoby prowadzenie dalszych badań w zakresie radiacyjnego utwardzania żywic poliestrowych przy użyciu izotopowych źródeł promieniowania gamma.

Literatura

1. Beswick C.K., Yuan H.C.: Zastosowanie dużych źródeł radiacyjnych i akceleratorów w procesach przemysłowych. Raport z sympozjum w Monachium - 1969r. Postępy Techniki Jądrowej, 1971, nr 12, str. 1759-1766.
2. Broniewski T., Iwasiewicz A., Kapko J., Płaczek W.: Metody badań i ocena własności tworzyw sztucznych. WNT, 1970, Warszawa, str.335.
3. Charlesby A.: Chemia radiacyjna polimerów, WNT, 1962, Warszawa.
4. Kłosowska-Woźkowicz Z., Królikowski W., Penczek P.: Żywice i laminaty poliestrowe. WNT, 1969, Warszawa.
5. Omielczenko S.I., Widenina N.G., Kabaczi A.M. i in.: Strahlungskopolymerisation ungesättigter Polyester mit Monomeren. Plaste und Kautschuk, 1967, nr 11, str. 793-795.

6. Proksch E.: Die Strahlungshärtung handelsüblicher Polyesterharze. Kunststoffe, 1970, nr 7, str. 414-419.
7. Żywice poliestrowe "Polimal" - prospekt handlowy. Przedsiębiorstwo Obrotu Tworzywami Sztucznymi "Chemiplast", Gliwice.

TEST OF COPOLYMERIZATION OF UNSATURATED POLYESTER RESIN
OF TYPE POLIMAL 109 by use of X-RAYS

/ Summary /

Subject to this publication is copolymerization of Polimal 109 unsaturated polyester resin by use of X-rays. As result of the test it has been stated that Polimal 109 resin suits the purpose for radiation copolymerization without any special alternations to be carried out in its chemical composition.

The radiation dose needed for optimal resin copolymerization is relatively small while the copolymerization time, by use of X-rays apparatus, is a very long one. There exists a great chance of applying the radiation copolymerization in processing of polyester resins under condition of using more productive source of radiation.

ПРОБА КОПОЛИМЕРИЗАЦИИ ПОЛИЭФИРНОЙ СМОЛЫ ТИПА
"Polimal 109" РЕНТГЕНОВСКИМИ ЛУЧАМИ
/Резюме/

Предметом нижеследующей статьи является кополимеризация полэфирной смолы "Polimal 109" с помощью рентгеновских лучей. В результате иссле-

дований установлено, что смола " Polimal 109 " пригодна для радиационной кополимеризации без необходимости введения каких бы то ни было изменений в её химическом составе. Необходимая для оптимальной кополимеризации смолы доза излучения сравнительно мала, тогда как время кополимеризации при помощи рентгеновского аппарата очень велико. Существует большая возможность применения радиационной кополимеризации в переработке полиэфирных смол при условии применения более эффективного источника излучения.

Robert Sikora

BADANIA MOŻLIWOŚCI REGENERACJI KORPUSÓW
SILNIKÓW SPALINOWYCH ZA POMOCĄ KITOWANIA KONSTRUKCYJNEGO

W pracy przedstawiono wyniki badań i dociekań, dotyczących możliwości regeneracji zużytych na płaszczyźnie podgłowicowej korpusów silników spalinowych S-530 za pomocą kitowania konstrukcyjnego tworzywami epoksydowymi. Przeprowadzono odnośne badania laboratoryjne i badania eksploatacyjne w normalnych warunkach pracy. Otrzymane rezultaty mogą być wykorzystane do rozszerzenia stosowania kitowania konstrukcyjnego do innych zużytych korpusów silników spalinowych.

1. Wstęp

W czasie eksploatacji niektórych silników spalinowych zauważa się, iż korpusy tych silników zużywają się na krawędziach kanałów wodnych w płaszczyźnie podgłowicowej. Na rysunku 1 przedstawiono przykładowo fragment zużytego korpusu. Zużycie to występuje pod wpływem łącznego działania korozji, erozji oraz innych zjawisk i przejawia się w ubytkach materiału korpusu. Rozmiary ubytków zależą od intensywności przebiegu procesów zużycia i są bardzo zróżnicowane.

Korpusy z tego rodzaju zużyciami można regenerować różnymi sposobami. W praktyce są one jednak regenerowane rzadko i to prawie wyłącznie przez napawanie. Ten sposób regeneracji ma jednak dość istotne wady,



Rys.1. Fragment
płaszczyzny pod-
głowicowej korpu-
su silnika wysoko-
prężnego S-530,
będącego odlewem
ze stopu aluminium
AK 9

z których najważniejsze, to nieuchronność powstawania odkształceń cieplnych w procesie napawania oraz duży koszt regeneracji. Sposób ten nie jest więc zalecany do rozpowszechniania. Inne sposoby, np. wklejanie tulejki, są pracochłonne i nieekonomiczne. Można zatem stwierdzić, że zagadnienie regeneracji zużytych korpusów silników spalinowych wymaga dokładniejszego opracowania.

Na podstawie studiów literatury oraz badań wstępnych ustalono cel niniejszej pracy, obejmujący:

- a/ rozeznanie możliwości regeneracji zużytych korpusów silników spalinowych za pomocą tworzyw sztucznych,
- b/ wykonanie niezbędnych badań laboratoryjnych w tym zakresie,
- c/ zrealizowanie odpowiednich badań eksploatacyjnych.

Obok podanego celu pracy przewijało się dodatkowe zadanie przedstawienia zasad technologiczno-konstrukcyjnych regeneracji korpusów silników spalinowych wybranym sposobem.

2. Rozważania i badania laboratoryjne

Pragnąc osiągnąć przedstawiony cel pracy podjęto poszukiwania nowego sposobu regeneracji korpusów silników spalinowych. Zwrócono uwagę na metodę przetwórstwa tworzyw sztucznych, nazwaną "kitowaniem konstrukcyjnym" [2]. Z uwagi na korzystne własności zdecydowano skupić się na kitach epoksydowych. Założono dalej, że składniki kitów epoksydowych /żywice, utwardzacze, napełniacze i inne/ powinny być wytwarzane w kraju lub łatwo dostępne na rynku krajowym.

Wzięto pod uwagę kity epoksydowe o nazwie handlowej: Epidian 410, Epidian 430, Epidian 433, Polkit 1, Polkit 2, Polkit 3, Polkit 4 i Polkit 5. Wszystkie wymienione rodzaje kitów sporządza się bezpośrednio przed użyciem z dwóch składników: składnika A - pasty i składnika B - utwardzacza. Oba składniki miesza się w ściśle określonych proporcjach bezpośrednio przed użyciem. Rodzaje, ilość i własności produktów, z których otrzymuje się pasty, nie są dokładnie podawane przez producentów. Producent nie podaje również rodzaju utwardzacza do Polkitów. Na podstawie informacji uzyskanych od producentów wymienionych kitów epoksydowych, wiadomości z literatury, własnych badań wstępnych oraz doświadczeń, wydaje się celowe zbadanie możliwości zastosowania do regeneracji korpusów silników spalinowych kitu Epidian 410.

Kit Epidian 410, jak wiadomo, sporządza użytkownik z pasty złożonej z żywicy epoksydowej Epidian 4, ciekłych środków modyfikujących i proszku aluminium, jako napełniacza, oraz utwardzacza w postaci trójetylenoczteroaminy technicznej, o nazwie handlowej Utwardzacz Z-1 /Utwardzacz TECZA/. Ilość proszku aluminium jest nie większa niż 38%. Pastę i utwardzacz miesza się bezpośrednio przed użyciem w stosunku mas 100:6. Niektóre własności utwardzonego kitu zestawiono w tablicy 1.

Stosowanie kitu Epidian 410 wykazuje jednak wady, z których istotniejsze są następujące:

- w niektórych przypadkach kit cechuje mała jednorodność własności po utwardzeniu, co wynika najprawdopodobniej z niecałkowitego

wymieszania składników, trudno jest bowiem wymieszać /zwłaszcza w warunkach warsztatowych lub terenowych/ dużą ilość gęstej pasty z niewielką ilością ciekłego utwardzacza tak, aby zapewnić właściwy kontakt cząstek żywicy i utwardzacza;

- pasta Epidian 410 jest wykonanym przez producenta gotowym, wieloskładnikowym produktem epoksydowym i po zmieszaniu z utwardzaczem oraz następnym utwardzeniu tworzy kit o z góry założonych własnościach - powstaje zatem pytanie, czy użytkownik nie może sporządzić kitu o mniejszej liczbie składników /a więc tańszego/ i o własnościach odpowiadających omawianemu celowi.

Mając powyższe na uwadze, postanowiono również zbadać możliwość zastosowania do regeneracji korpusów silników spalinowych, bodaj najprostszego kitu epoksydowego, a mianowicie składającego się z trzech składników: żywicy epoksydowej Epidian 5, utwardzacza Z-1 i proszku

Tablica 1

Niektóre własności utwardzonego kitu Epidian 410 [1]

Własność	Jednostka miary	Wartość
Gęstość	g/cm ³	1,32 ^{x/}
Twardość wg Brinella	kG/mm ²	9,5
Wytrzymałość na ściskanie	kG/cm ²	795
Wytrzymałość na rozciąganie	kG/cm ²	210
Wytrzymałość na zginanie	kG/cm ²	370
Udarność wg Charpy	kGcm/cm ²	3,4
Przewodność cieplna	kcal/m·h·deg	0,504
Współczynnik rozszerzalności cieplnej	1/deg	9 · 10 ⁻⁵

x/ Według badań własnych

aluminium. Kit taki może być sporządzany bez żadnych trudności przez użytkownika poprzez zmieszanie żywicy Epidian 5 i utwardzacza Z-1 w stosunku mas 10:1 i następnie dosypanie do mieszaniny proszku alumini-

FAB 1 /o jakości zgodnej z PN-64/H-97021/ w ilości 40 ÷ 60 % masowo w stosunku do żywicy.

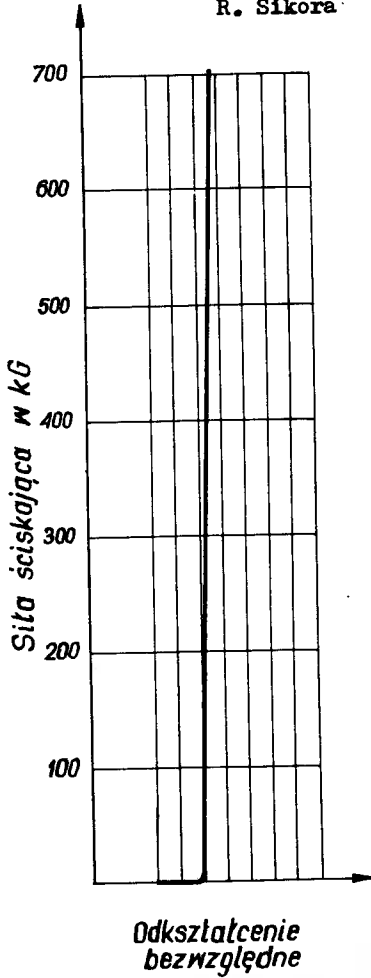
Ze względu na nieznanne własności takiego kitu po utwardzeniu, postanowiono przeprowadzić niektóre badania laboratoryjne w celu dokładniejszego poznania tych własności. Pragnąc zapewnić porównywalność wyników, badania wykonano wykorzystując odpowiednie Polskie Normy.

Tablica 2

Niektóre własności utwardzonego kitu epoksydowego sporządzonego z żywicy Epidian 5, utwardzacza Z-1 i proszku aluminium FAB 1

Własność	Norma wg której wykonano oznaczenie	Jedn. miary	Utwardzanie	
			240 h, 20 \pm 2 $^{\circ}$ C	18 h, 20 \pm 2 $^{\circ}$ C oraz 6 h, 80 \pm 2 $^{\circ}$ C
			Wartość	Wartość
Gęstość		g/cm ³	1,34	1,34
Wytrzymałość na ściskanie	PN-68 C-89301	kG/cm ²	640	1136
Wytrzymałość na rozciąganie.	PN-68 C-89034	kG/cm ²	126	207
Wytrzymałość na zginanie	PN-69 C-89027	kG/cm ²	228	420
Udarność wg Charpy	PN-68 C-89029	kGcm/cm ²	3,2	5,1
Chłonność wody dest.zimn.	PN-66 C-89032	%	0,080	0,075
Chłonność wody dest.wrząc.	PN-66 C-89032	%	0,67	0,53

Niektóre własności utwardzonego kitu, zawierającego 55 % proszku FAB1 w stosunku do masy żywicy, przedstawiono w tablicy 2. Natomiast na rysunku 2 pokazano zależność siły ściskającej od odkształcenia bezwzględ- nego przy ściskaniu próbki z utwardzonego kitu. Próbę przeprowadzano zgodnie z PN-68/C-89031 /rys.3/. Jak widać, przyrostowi siły ściskają- cej próbkę odpowiada prawie wyłącznie sprężyste odkształcenie bezwzględ- ne próbki. Zależność ta występuje aż do zniszczenia próbki.

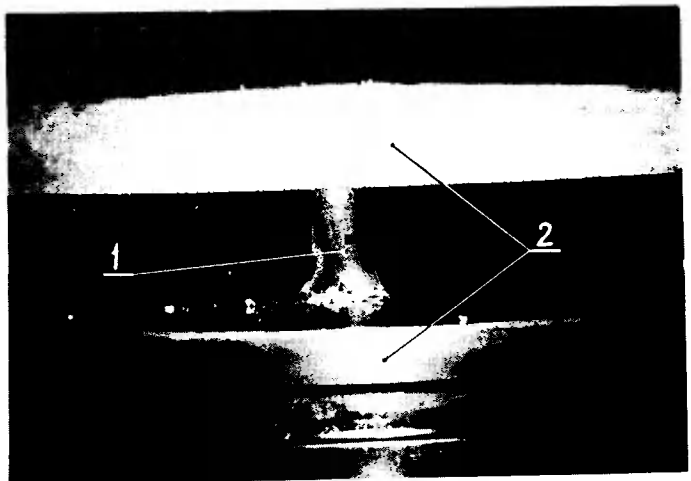


Rys.2

Zależność siły ściskającej od odkształcenia bezwzględnego przy ściskaniu, otrzymana bezpośrednio z maszyny wytrzymałościowej. Próbę przeprowadzono zgodnie z PN-68/C-89301. Kit utwardzono 240 h w temperaturze $20 \pm 2^{\circ}\text{C}$

Rys.3

Fragment maszyny wytrzymałościowej ZD 10 produkcji VEB Werkstoffprüfmaschinen Leipzig NRD, podczas niszczenia próbki w procesie ściskania: 1-próbka, 2-płyty belek maszyny wytrzymałościowej



3. Badania eksploatacyjne

Badania eksploatacyjne miały na celu potwierdzenie słuszności przeprowadzonych rozważań, miały też dać ostateczną odpowiedź na pytanie - czy można wybrane kity epoksydowe stosować do regeneracji zużytych korpusów silników spalinowych?

Do badań eksploatacyjnych wybrano, ze składowiska złomu w Zakładzie Naprawczym Mechanizacji Rolnictwa w Elblągu, 6 korpusów silników wysokoprężnych S-530 po eksploatacji. Korpusy odlane ze stopu aluminium AK 9 były produkcji Fabryki Samochodów Ciężarowych w Starachowicach. Przy wyborze korpusów starano się, aby miały one zużycia typowe, zbliżone co do wymiarów, o stosunkowo dużej głębokości i rozległości. Program badań eksploatacyjnych przedstawiono w tablicy 3.

Tablica 3

Program badań eksploatacyjnych

Numer korpusu	Kit Epidian 410			Kit Epidian 5, Z-1, PAB1			Warunki eksploatacji
	Parametry utwardzania			Parametry utwardzania			
	I	II	III	I	II	III	
02022	X						Eksploatacja w normalnych warunkach
03156		X					
03719			X				
01344				X			
06711					X		
05403						X	

Uwaga: I - 240 h, $20 \pm 2^{\circ}\text{C}$

II - 18 h, $20 \pm 2^{\circ}\text{C}$ + 6 h, $80 \pm 5^{\circ}\text{C}$

III - 1 h, $100 \pm 5^{\circ}\text{C}$

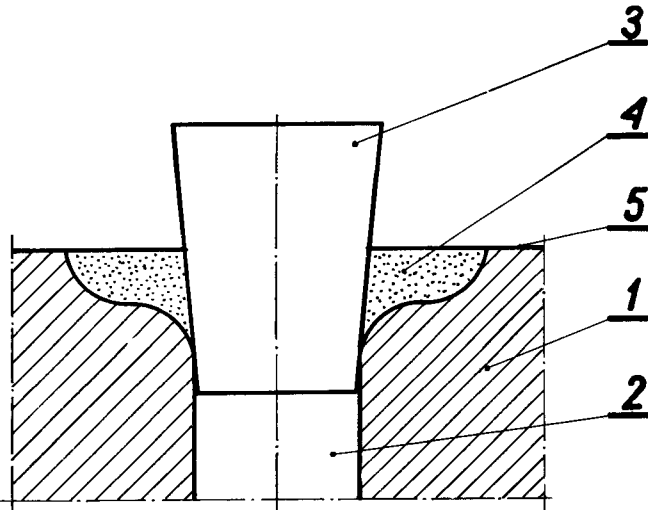
X - oznacza, iż korpus był regenerowany przy podanych w tablicy parametrach

Proces technologiczny regeneracji korpusów, po usunięciu zanieczyszczeń eksploatacyjnych, obejmował następujące operacje:

- usunięcie warstwy wierzchniej w miejscach zużycia i wokół nich
- do tego celu używano wiertarek ręcznych /jako narzędzia stosowano frezy pałcowe/ oraz dodatkowo skrobaków ręcznych,
- sporządzanie kitu epoksydowego Epidian 410 oraz kitu z żywicy Epidian 5, utwardzacza Z-1 i proszku aluminium PAB 1,
- zmywanie miejsca obróbki za pomocą trójchloroetylenu,
- pokrycie silikonowym środkiem przeciwprzyczepnym uprzednio przygotowanych kołków stożkowych i wprowadzenie ich do otworów kanałów wodnych w miejscu zużycia,
- kitowanie - zapełnienie kitem epoksydowym ubytków materiału w sposób pokazany schematycznie na rysunku 4,
- utwardzanie kitu przy następujących parametrach: a/ 240 h, $20 \pm 2^{\circ}\text{C}$, b/ 18 h, $20 \pm 20^{\circ}\text{C}$ i dodatkowo 6 h, $80 \pm 5^{\circ}\text{C}$, c/ 1 h, $100 \pm 5^{\circ}\text{C}$,
- wyjęcie kołków z otworów kanałów wodnych.

Po utwardzeniu nie zachodziła potrzeba wykańczającej obróbki skrawaniem kitu, co jest istotną zaletą kitowania konstrukcyjnego. Utwardzanie w powyższych temperaturach przeprowadzano za pomocą lampowych promienników podczerwieni, umieszczonych nad powierzchnią podgłowicową korpusu. Temperaturę regulowano przez zmianę liczby lamp /3 ÷ 5/ i ich odległości od powierzchni podgłowicow. j.

Po kitowaniu konstrukcyjnym korpusy przekazano do Zakładu Naprawczego Mechanizacji Rolnictwa w Elblągu, gdzie zmontowano silniki. Wszystkie silniki z regenerowanymi doświadczalnie korpusami przeszły pomyślnie próby pracy pod obciążeniem w Stacji Prób i Regulacji Zakładu Naprawczego. Następnie silniki zostały przekazane do montażu do samochodów w celu eksploatacji w normalnych warunkach. Wszystkie samochody były eksploatowane na terenie województwa gdańskiego w stosunkowo ciężkich warunkach. Pod



Rys. 4. Schematyczne przedstawienie kitowania konstrukcyjnego:
 1 - korpus silnika, 2 - kanał wodny, 3 - kołek stożkowy pokryty silikonowym środkiem przeciwcierań, 4 - kit epoksydowy, 5 - płaszczyzna podglowicowa;

pojęciem ciężkich warunków eksploatacji przyjęto w niniejszej pracy rozumieć eksploatację w czasie 8 ÷ 12 godzin na dobę po drogach o różnych nawierzchniach, przy zmiennym obciążeniu z możliwością znacznych przeciążeń /np. jazda pod górę z ciężkim ładunkiem/. Użytkownika pojazdów poinformowano o doświadczalnej regeneracji korpusów silników i zobowiązano do skrupulatnej obserwacji silnika, jak również do notowania wszelkich uwag. W odstępach co pół roku oraz jednego roku zdejmowano głowicę i przeprowadzano oględziny płaszczyzny podglowicowej oraz kontrolowano rzetelność prowadzonych zapisów.

Mając na uwadze cel badań eksploatacyjnych przyjęto charakteryzować ich wyniki dwoma prostymi parametrami, tj. przebiegiem /drogą/ samochodu, wyrażonym w tys.km oraz czasem eksploatacji, wyrażonym w miesiącach. Wyniki badań eksploatacyjnych, ujęte w tym sensie, zestawiono w tablicy 4. Wszystkie silniki w zakresie przebiegów do 96 ÷ 130 tys.km i w czasie eksploatacji 22 ÷ 26 miesięcy /do końca kwietnia 1973r./, pracowały prawidłowo i nie różniły się w sposób zauważalny od silników

nowych. Na tej podstawie można badania eksploatacyjne uznać, w świetle celu badań, za zakończone pozytywnym wynikiem.

Tablica 4

Wyniki badań eksploatacyjnych

Numer korpusu	Marka samochodu	Data rozpoczęcia eksploatacji	Użytkownik	Przebieg samochodu w tys.km ^{x/}
02022	SAN H-100	15.6.1971	PKS Gdańsk	96
03156	STAR 27	26.2.1971	GPTB Gdańsk	123
03719	SAN H-100A	21.5.1971	PKS Gdańsk	103
01344	SAN H-100A	19.5.1971	PKS Starogard	130
06711	SAN H-100	19.5.1971	PKS Gdynia	115
05403	SAN H-100	15.6.1971	PKS Kartuzy	109

x/ Dane dotyczą końca kwietnia 1973r.

Przeprowadzone oględziny wykazały, iż utwardzony kit epoksydowy nie ulega procesom zużycia, obserwowanym w przypadku stopów aluminium, z którego wykonane są korpusy. Na rysunku 5 pokazano przykładowo wygląd kitowanej płaszczyzny podgłowicowej silnika eksploatowanego od 19 maja 1971r. w autobusie SAN H-100A, mającego przebieg 130 tys.km, na której nie widać ubytków materiałów.



Rys.5

Wygląd kitowanej płaszczyzny podgłowicowej silnika wysokoprężnego S-530 eksploatowanego w autobusie SAN H-100 mającego przebieg 130 tys.km

4. Wnioski i uwagi końcowe

Na podstawie przeprowadzonych badań i rozważań można wysunąć następujące ważniejsze wnioski:

1. Kity epoksydowe, Epidian 410 i kit sporządzany z żywicy Epidian 5, utwardzacz Z-1 i proszku aluminium PAB 1, zastosowane do regeneracji zużytych korpusów silników spalinowych S-530 w płaszczyźnie podgłowicowej, nie ulegają w czasie eksploatacji silników procesom zużycia w postaci ubytków materiału /charakterystycznych w przypadku stopów aluminium/.

2. Ze względu na liczne zalety kitowanie konstrukcyjne jest sposobem, który winien być szeroko wprowadzony do regeneracji zużytych korpusów silników spalinowych S-530 w płaszczyźnie podgłowicowej.

3. Zastosowane w pracy rozwiązania technologiczno-konstrukcyjne regeneracji mogą być przyjęte, jako budzące zaufanie zasady, obowiązujące przy opracowaniach warsztatowych w omawianym zakresie.

Dość ważna z utylitarnego punktu widzenia jest sprawa wskazania kitu i parametrów jego utwardzania, zalecanych do stosowania. Z badań wynika, że w zasadzie wszystkie użyte kity i zastosowane parametry ich utwardzania są właściwe. Jednak uwzględniając warunki, jakie stawiane są współczesnym sposobom regeneracji /np. szybkość, prostota, taniaść/ oraz uwzględniając konieczność nadania utwardzonemu kitowi odpowiednich własności, wydaje się zalecanym do szerszego, praktycznego stosowania kit z żywicy Epidian 5, utwardzacz Z-1 i proszku aluminium PAB 1, utwardzany w czasie 1h w temperaturze $100 \pm 5^{\circ}\text{C}$.

Badania możliwości regeneracji korpusów silników S-530 za pomocą kitowania konstrukcyjnego mają głównie charakter rozpoznawczy i w związku z tym nie wyczerpują wielu istotnych zagadnień, np. wyjaśnienia istoty fizycznej współpracy pary materiałowej: kit epoksydowy - stop aluminium w warunkach pracy silników spalinowych. Zagadnienia te wymagają bowiem

oddzielnych, szczegółowych badań. Jakkolwiek relacjonowane badania przeprowadzono dla korpusów silników S-530, to jednak wyniki ich stwarzają przesłanki do stosowania kitowania konstrukcyjnego do regeneracji zużytych korpusów innych silników spalinowych.

Literatura

1. Brojer Z.: Żywice epoksydowe. Epidiany. WKC, Warszawa 1964.
2. Sikora R.: Tworzywa epoksydowe w naprawie maszyn. WNT, Warszawa 1971.

PROBLEMS OF APPLYING OF PLASTIC IN REPAIRS OF INTERNAL COMBUSTION ENGINE CASES

/ Summary /

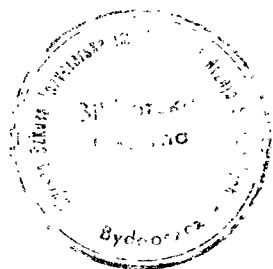
In the article there have been presented results of tests and of investigations concerning possibilities of regeneration of used up S-530 internal combustion engines on underhead plane by means of constructional puttying with epoxy plastics.

Proper laboratory tests, as well as exploitation tests have been carried out in normal work conditions.

Achieved results can be put to good account in widening the applying of constructional puttying for other used up cases of internal combustion engines.

ПРОБЛЕМЫ ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАСТМАСС ПРИ РЕМОНТЕ КОРПУСОВ
ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ*Резюме*

В работе представлены результаты научных исследований касающиеся возможности регенерации изношенных на плоскости головки корпусов двигателей внутреннего сгорания S-530 с помощью конструкционной замазки эпоксидными пластмассами. Были проведены лабораторные и эксплуатационные исследования в нормальных рабочих условиях. Полученные результаты могут быть использованы для расширения и применения конструкционной замазки в других изношенных корпусах двигателей внутреннего сгорания.



Biblioteka Główna ATR
w Bydgoszczy

1006

Cz

1016

1996



BYDGOSZCZ