

Andrzej WIECZOREK  
Politechnika Śląska, Gliwice

## WPLYW WARUNKÓW HARTOWANIA NA WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNE STALI DO NAWĘGLANIA

**Streszczenie.** Przedstawiono w pracy wyniki badań zużycia ciernego próbek ze stali 20H2N4A i 18HGT poddanych nawęglaniu i następnie hartowaniu w chłodziwach wodno – polimerowych o różnej zawartości związków polimerowych. Przedstawiono także wyniki badań struktury badanych stali. Na podstawie przeprowadzonych badań zużyciowych stwierdzono niewielkie różnice w wartościach ubytku masy dla poszczególnych próbek.

## INFLUENCE OF THE TEMPER CONDITIONS ON THE TRIBOLOGICAL FEATURES OF STEEL TO CARBORIZE

**Summary.** Search results of the frictional consumption of steel's samples 20H2N4A and 18HGT are presented. The samples were carbonised and next temper in the hydrous-polymer refrigerants. The refrigerants have different contents of the polymer compounds. The study results of a structure of steel are shown. On the base of the realised studies of the consumption, small differences of the mass diminution are discovered for the particular samples.

### 1. Wprowadzenie

Podstawowymi własnościami nawęglanych elementów maszyn decydującymi o ich cechach użytkowych są: twardość, wytrzymałość statyczna, zmęczeniowa i stykowa, udarność, odporność na zużycie ścierne i zatarcie. Wymienione wyżej własności zależą głównie od cech warstwy nawęglonej, a niektóre także i od własności rdzenia. Dla ich zapewnienia muszą być spełnione odpowiednie wymagania w odniesieniu do warstwy nawęglonej i rdzenia.

Twardość warstwy wierzchniej hartowanej po nawęglaniu elementów wysoko obciążonych powinna wynosić co najmniej 60 HRC [9]. Zawartość węgla w warstwie powinna być zbliżona do eutektoidalnej, przy czym dla elementów narażonych na zmęczenie stykowe i ścieranie powinna wynosić 0,9-1,0 % C, natomiast dla narażonych na uderzenia i wysokie naprężenia cyklicznie zmienne – w granicach 0,7-0,8 % C [9]. Grubość warstwy nawęglonej powinna być względnie mała i o łagodnym spadku stężenia węgla w strefie przejściowej, gdyż nagłe przejście między warstwą nawęgloną a rdzeniem może oddziaływać jak karb strukturalny, przyczyniając się do wystąpienia doraźnych lub zmęczeniowych pęknięć. W przypadku gdy część nawęglana jest narażona w eksploatacji wyłącznie na ścieranie, wystarczy jeżeli strefa utwardzona warstwy jest równa zakładanej grubości zużycia.

Jeżeli na element nawęglony działają duże naprężenia stykowe, strefa utwardzona powinna być odpowiednio grubsza, aby pod ich wpływem nie następowało odkształcenie i pękanie warstwy. W warstwie nawęglonej niedopuszczalne są wydzielenia węglików w postaci siatki, występowanie bainitu oraz zwiększonej ilości austenitu szczytkowego. Powinny w niej występować naprężenia ściskające, wzrastające równomiernie w miarę zbliżania się do powierzchni. Mikrostruktura rdzenia powinna się składać z martenzytu lub bainitu, bez wydzielenia wolnego ferrytu. Jego twardość powinna się zawierać w granicach 35-45 HRC [9].

Otrzymanie warstwy utwardzonej o wymaganych właściwościach zależy od warunków przeprowadzenia procesów obróbki cieplno-chemicznej, a także od warunków chłodzenia w czasie przemiany martenzytycznej. Od szybkości chłodzenia zależy twardość i jej rozkład w głąb materiału oraz wartość naprężeń cieplnych i strukturalnych [5].

## **2. Mechanizm chłodzenia w wodno-polimerowych chłodziwach hartowniczych**

Najszerze zastosowanie jako alternatywne kąpiele chłodzące w stosunku do olei mineralnych znalazły wodno-polimerowe chłodziwa posiadające charakterystyki chłodzenia pośrednie pomiędzy przebiegami chłodzenia wody i oleju. Są to ciecze na bazie wody, w których przez dodanie związków polimerowych zmienia się położenie przelomowych punktów przejścia jednego okresu chłodzenia w drugi, a tym samym szybkość chłodzenia [5].

Mimo wielu zalet, takich np. jak niepalność, posiadają w porównaniu z olejami gorsze własności chłodzenia w okresie przemiany martenzytycznej oraz szybkość chłodzenia tych chłodziw zależy od stężenia związków organicznych i temperatury kąpieli [5,7,8].

Z punktu widzenia mechanizmu wymiany ciepła chłodziwa wodno-polimerowe należą do grupy chłodziw ciekłych o temperaturze wrzenia niższej od temperatury hartowania. Dla tego typu chłodziw proces wymiany ciepła podczas oziębiania przebiega zazwyczaj, chociaż nie zawsze, w trzech fazach [5]. Fazy te występują w określonych zakresach temperatury powierzchni.

**Faza powłoki parowej** powstaje w momencie zanurzenia detalu nagrzanego do wysokiej temperatury do chłodziwa, gdy w wyniku odparowania cieczy para pokrywa zwartą i ciasną warstwą całą powierzchnię oziębianą. Szybkość chłodzenia w czasie trwania tej fazy podlega tylko niewielkim zmianom i jest mała. W miarę zmniejszania się grubości powłoki parowej staje się ona coraz mniej stabilna, aż w pewnym momencie ulega gwałtownemu przerwaniu wskutek hydrostatycznego ciśnienia cieczy.

**Faza wrzenia pęcherzykowego** następuje bezpośrednio po fazie powłoki parowej. Wrzenie pęcherzykowe związane jest z pochłanianiem znacznej ilości ciepła i powoduje gwałtowny wzrost szybkości chłodzenia. Odrywające się od powierzchni pęcherzyki pary przyspieszają ruch cieczy i ułatwiają jej kontakt z powierzchnią. W tej fazie szybkość chłodzenia osiąga maksimum, powodując gwałtowny spadek temperatury warstwy wierzchniej.

**Faza konwekcyjna** charakteryzuje się zanikiem wydzielania pęcherzyków pary i temperaturą nieznacznie wyższą od temperatury wrzenia cieczy. Następuje łagodna zmiana sposobu wymiany ciepła, z odparowania na unoszenie ciepła wraz z nagrzaną warstwą cieczy. Szybkość chłodzenia w tej fazie jest nie tylko wielokrotnie mniejsza niż podczas wrzenia pęcherzykowego, lecz także mniejsza niż w fazie powłoki parowej.

Opisany powyżej przebieg (zilustrowany na rys.1) trzech faz wymiany ciepła jest typowy dla wody i oleju. W chłodziwach wodno-polimerowych również występują te fazy wymiany ciepła, lecz towarzyszy im wydzielająca się przy powierzchni gorącego detalu warstewka polimeru.

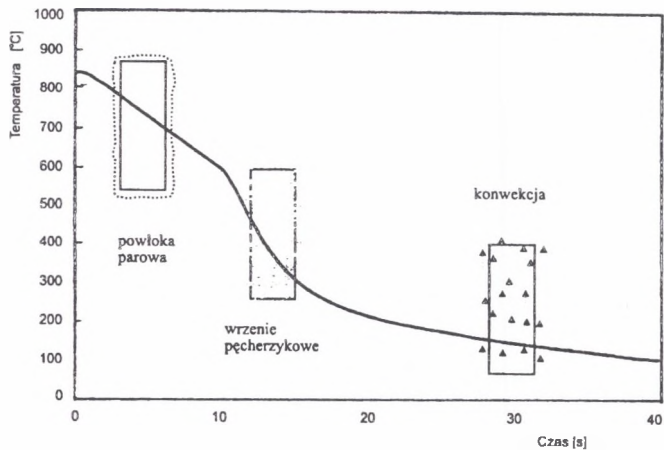
**Faza powłoki parowej** w chłodziwach polimerowych występuje przy wyższej koncentracji polimeru w kąpieli oraz podobnie jak w wodzie przy temperaturze kąpieli przekraczającej 50 °C. Film polimerowy kształtuje się na granicy strefy pary otaczającej detal.

W **fazie wrzenia pęcherzykowego** warstewka polimeru tworząca się przy powierzchni detalu jest gwałtownie rozrywana przez powstające pęcherzyki pary. Ze względu na dużą

lepkość filmu polimerowego (w stosunku do pozostałej części kropieli) wraz ze spadkiem temperatury powierzchni detalu powstawanie pęcherzyków pary jest coraz bardziej utrudnione. Faza wrzenia pęcherzykowego kończy się znacznie powyżej temperatury wrzenia kropieli.

W **fazie konwekcyjnej** wytworzona na powierzchni detalu warstwa polimeru spełnia najważniejszą rolę. Jest ona medium izolującym gorącą powierzchnię detalu od pozostałej objętości kropieli, szybkość chłodzenia zmniejsza się znacznie w stosunku do szybkości chłodzenia wody. Wartość szybkości chłodzenia kropieli jest w zakresie temperatury przemiany martenzytycznej zbliżona do szybkości chłodzenia uzyskiwanych w olejach hartowniczych.

Grubość i lepkość warstewki polimeru, a tym samym zdolność chłodząca, można kształtować przez zmianę stężenia polimerów w kropieli. Własności chłodzące chłodziw wodno-polimerowych można kształtować także przez zmianę intensywności ruchu kropieli i jej temperaturę.



Rys. 1. Fazy wymiany ciepła w chłodziwach ciekłych  
Fig. 1. Phases of heat exchange in the liquid refrigerants

Oddziaływanie zmian temperatury i intensywności ruchu kropieli na przebieg krzywych chłodzenia w chłodziwach polimerowych oraz w oleju dla trzech faz wymiany ciepła zostało przedstawione w tabelicy 1.

Tablica 1

Zestawienie oddziaływania zmian temperatury i intensywności ruchu kąpieli na przebieg krzywych chłodzenia w chłodziwach polimerowych i w oleju

	Fazy wymiany ciepła	Chłodziwa polimerowe	Typowy olej hartowniczy
Wzrost temperatury kąpieli	powłoka parowa	wydłużenie fazy powłoki parowej	nieżnaczne oddziaływanie
	wrzenie pęcherzykowe	zmniejszenie maksymalnej szybkości chłodzenia	niewielki wzrost szybkości chłodzenia
	konwekcja	zmniejszenie szybkości chłodzenia	zmniejszenie szybkości chłodzenia
Wzrost intensywności ruchu kąpieli	powłoka parowa	skrócenie lub wyeliminowanie fazy powłoki parowej	niewielkie skrócenie fazy powłoki parowej
	wrzenie pęcherzykowe	wzrost maksymalnej szybkości chłodzenia	wzrost maksymalnej szybkości chłodzenia
	konwekcja	wzrost szybkości chłodzenia	wyraźny wzrost szybkości chłodzenia

### 3. Wyniki badań identyfikacyjnych

W celu określenia właściwości rozpatrywanej warstwy wierzchniej przeprowadzono badania identyfikacyjne polegające na określeniu stężenia węgla i struktury metalograficznej badanych próbek ze stali 20H2N4A.

Stężenie przypowierzchniowe węgla badano przy zastosowaniu spektrometru typu ARL

Metal Steel firmy Applied Research Laboratory [10]. Określenie stężenia odbywało się poprzez trzykrotne pomiary na powierzchniach bocznych próbek. Badania prowadzone były na powierzchniach szlifowanych, po kolejnych usunięciach warstwy 0,2 mm, aż do osiągnięcia stężenia około 0,2% C, które przyjmuje się jako granicę przejścia do rdzenia. Wyniki przedstawiono w tablicy 2.

Tablica 2

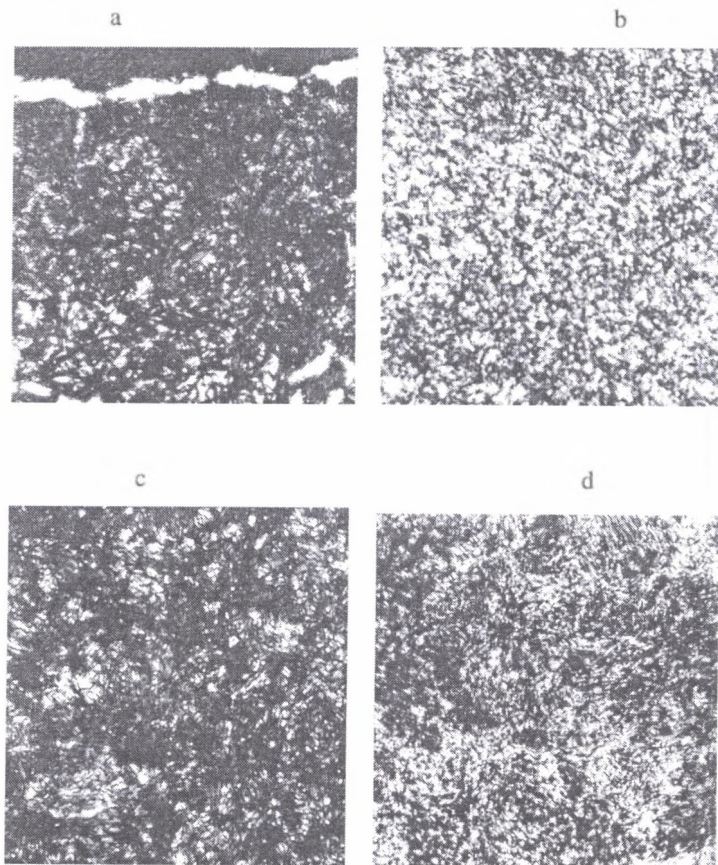
Zestawienie wartości średnich pomiarów stężenia przypowierzchniowego węgla stali 20H2N4A

Odległość od pow. próbki, mm	0	-0,2	-0,4	-0,6	-0,8	-1,0	-1,2	-1,4	-1,6
Stężenie węgla, %	0,532	0,602	0,465	0,394	0,331	0,289	0,230	0,209	0,205

W wyniku badań metalograficznych struktury warstwy wierzchniej stali 20H2N4A poddanej nawęglaniu i hartowaniu w kąpieli hartowniczej o stężeniu koncentratu 25% stwierdzono występowanie przy powierzchni strefy o grubości 0,08 mm złożonej ze skrytoiglastego martenzytu z niewielką ilością austenitu szczątkowego. Pod tą strefą



występują węgliki układające się równoległe do powierzchni próbki, a następnie strefa o grubości 0,16 mm, w której występują wolne, dość grube węgliki, układające się w postaci zarysowującej się siatki na tle drobnoiglastego martenzytu z niewielką ilością austenitu szczątkowego. Głębiej znajduje się strefa złożona z dość drobnoiglastego martenzytu z niewielką ilością austenitu szczątkowego. W tym przypadku zaznacza się wyraźna pasmowość mikrostruktury. Na rys. 2 przedstawiono strukturę badanej warstwy wierzchniej stali 20H2N4A.



Rys. 2. Struktura warstwy wierzchniej stali 20H2N4A nawęglanej i hartowanej: a) strefa przypowierzchniowa, b) strefa przypowierzchniowa, c) strefa przejściowa, d) rdzeń  
 Fig. 2. Structure of the upper layer of the case-hardened steel 20H2N4A: a) clothed to superficial area, b) clothed to superficial area, c) transitional area, d) core

#### 4. Warunki i wyniki badań zużyciowych

Obiekt badań stanowiły pierścienie walcowe ze stali 20H2N4A i 18HGT o średnicy zewnętrznej 40 mm i wewnętrznej 16 mm oraz grubości 10 mm (typu AMSLER). Próbkki zostały wykonane zgodnie z normą PN-82/H-04332.

Próbki podano nawęglaniu gazowemu w piecu węglowym typu PEGAT 950 z układem kontroli potencjału węglowego przy zastosowaniu dwuskładnikowego ciekłego związku organicznego na bazie etanolu i hartowaniu w chłodziwie wodnopolimerowym [6] o stężeniach związków polimerowych: 15%, 20% i 30%. Oznaczenia próbek i odpowiadające im stężenia koncentratu przedstawiono w tablicy 3.

Tablica 3

Zestawienie symboli próbek i odpowiadające im stężenia koncentratu chłodziwa

Symbole próbek ze stali 20H2N4a	Symbole próbek ze stali 18HGT	Stężenie chłodziwa
F10	D4	30 %
F11	D3	20 %
F12	D5	15 %

Warunki nawęglania, następującego po nim hartowania i odpuszczania niskiego próbek badanych stali przedstawiono w tablicy 4.

Tablica 4

Zestawienie warunków obróbki cieplnej badanych próbek

Gatunek stali	20H2N4A	18HGT
Temp. nawęglania	910 °C	
Temp. hartowania	860 °C	
Temp. niskiego odpuszczania	200 °C	
Grubość warstwy utwardzonej	1 mm	2,7 mm
Czas nawęglania [ h ]	8	30
Czas hartowania [ h ]	2	2
Typ pieca do nawęglania	PEGAT 950 z układem regulacji potencjału węglowego	
Typ pieca do hartowania	laboratoryjny piec komorowy	
Rodzaj środka nawęglającego	Dwuskładnikowe ciekłe związki organiczne	

Badania zużyciowe przeprowadzono na maszynie tarciowej AMSLER przy obciążeniu stałą siłą promieniową  $F = 700 \text{ N}$  i przy dwóch prędkościach obrotowych silnika napędzającego maszynę badawczą  $200 \text{ s}^{-1}$  i  $400 \text{ s}^{-1}$ . Prędkości poślizgu wynosiły dla ruchu przeciwbieżnego próbek:  $v_{p1} = 0,88 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  oraz  $v_{p2} = 1,76 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . Pomiaru ubytku masy prowadzono co 10 minut przez 120 minut poprzez określenie masy próbki za pomocą wagi analitycznej o dokładności pomiaru  $\pm 0,5 \text{ mg}$ . Materiał przeciwpróbki stanowiła stal 40H

poddana hartowaniu o twardości powierzchniowej 59 HRC, natomiast szerokość styku próbki z przeciwpróbką b wynosiła 5 mm. W trakcie badań zastosowano smarowanie natryskowe olejem TRANSOL VG – 220 o lepkości nominalnej w temperaturze 40°C równej  $220 \text{ mm}^2 \text{ s}^{-1}$ . Wyniki pomiarów ubytku masy zestawiono w tablicach 5 i 6. Na rysunku 3 przedstawiono wartości ubytku masy badanych próbek po całym cyklu badawczym.

Tablica 5

Zestawienie wartości średnich wyników pomiaru ubytku masy badanych próbek ze stali 20H2N4A

Czas [ min ]	Próbka F10		Próbka F11		Próbka F12	
	$v_{p1} = 0,88 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p2} = 1,76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p1} = 0,88 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p2} = 1,76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p1} = 0,88 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p2} = 1,76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$
10	0,3035	0,3882	0,2827	0,2620	0,2587	0,2710
20	0,4772	0,3967	0,3423	0,2887	0,2702	0,2847
30	0,4880	0,4005	0,3513	0,3235	0,2785	0,3152
40	0,4910	0,4107	0,3525	0,3537	0,2849	0,3865
50	0,4917	0,4172	0,3528	0,3742	0,2895	0,4457
60	0,4928	0,4185	0,3603	0,4140	0,2900	0,4543
70	0,4942	0,4217	0,3627	0,4425	0,2918	0,4547
80	0,4943	0,4455	0,3950	0,4640	0,2927	0,4552
90	0,4953	0,4517	0,4053	0,4867	0,3018	0,4595
100	0,4970	0,4955	0,4110	0,5085	0,3052	0,4610
110	0,5007	0,5308	0,4125	0,5162	0,3053	0,4826
120	0,5103	0,5420	0,4133	0,5190	0,3088	0,4847

Tablica 6

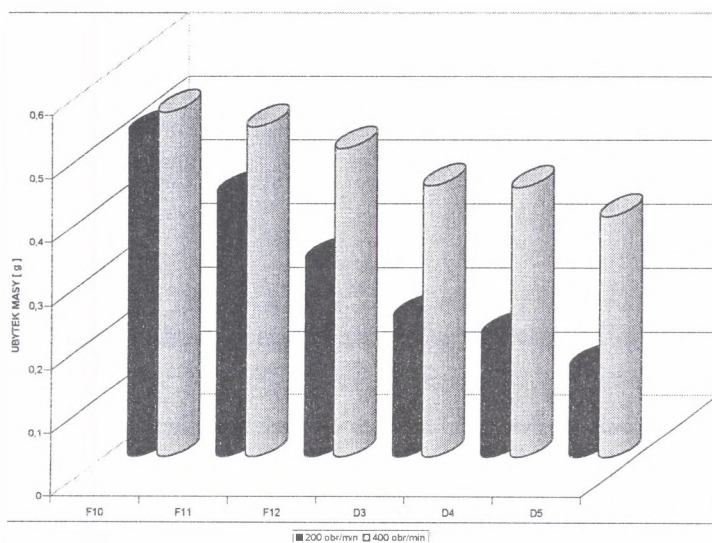
Zestawienie wartości średnich wyników pomiaru ubytku masy badanych próbek ze stali 18 HGT

Czas [ min ]	Ubytek masy dla próbki d3		Ubytek masy dla próbki d4		Ubytek masy dla próbki d5	
	$v_{p1} = 0,88 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p2} = 1,76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p1} = 0,88 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p2} = 1,76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p1} = 0,88 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$	$v_{p2} = 1,76 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$
10	0,1603	0,3582	0,1758	0,3415	0,1228	0,3082
20	0,1670	0,3588	0,1847	0,3470	0,1278	0,3642
30	0,1778	0,3863	0,1862	0,3628	0,1317	0,3650
40	0,1820	0,3963	0,1873	0,3708	0,1333	0,3653
50	0,1850	0,3977	0,1887	0,3795	0,1357	0,3658
60	0,2180	0,4002	0,1908	0,3848	0,1365	0,3685
70	0,2180	0,4075	0,1915	0,3873	0,1372	0,3687
80	0,2183	0,4197	0,1917	0,3927	0,1402	0,3708
90	0,2190	0,4242	0,1922	0,4152	0,1403	0,3737
100	0,2192	0,4267	0,1937	0,4185	0,1403	0,3755
110	0,2193	0,4267	0,1938	0,4228	0,1425	0,3775
120	0,2197	0,4267	0,1940	0,4238	0,1427	0,3790



Na podstawie przeprowadzonych badań zużyciowych stwierdza się dla ruchu przeciwbieżnego próbek ze stali 20H2N4A i dla obu wartości prędkości poślizgu zmniejszenie zużycia wraz z obniżeniem stężenia koncentratu w kąpieli chłodzącej; największe zużycie zaobserwowano dla próbki F10 (stężenie 30%), następnie dla F11 (stężenie 20%), a najmniejsze dla F12 (stężenie 15%).

Dla stali 18HGT przebiegi zużycia próbek hartowanych w chłodziwach o stężeniach koncentratu 20% i 30% dla obu prędkości poślizgu są bardzo zbliżone do siebie i mają wartości zdecydowanie większe w porównaniu z przebiegiem dla próbki hartowanej przy 15% stężeniu. Dla obu gatunków stali wartości ubytku masy uzyskane przy prędkości obrotowej  $n_2 = 400 \cdot s^{-1}$  są większe niż dla  $n_1 = 200 \cdot s^{-1}$ .



Rys. 3. Wartości ubytku masy badanych próbek

Fig. 3. Mass diminution's values of the studied samples

## 5. Wnioski

Na podstawie przeprowadzonych pomiarów rozkładu twardości i ubytku masy próbek ze stali 20H2N4A i 18HGT poddanych nawęglaniu i hartowaniu w chłodziwach różniących się szybkością chłodzenia można przedstawić wniosek: zmniejszenie szybkości chłodzenia ma nieznaczny wpływ na polepszenie własności zużyciowych stali nawęglanych; rośnie jednak znacząco możliwość wystąpienia pęknięć hartowniczych.

## LITERATURA

1. Norma PN-82/H-04332.
2. Wieczorek A., Spalek J., Kostoń A: Ocena starzenia się chłodziw hartowniczych.
3. Wieczorek A., Spalek J., Skoć A., 2000: Badania tribologiczne wybranych stali stopowych stosowanych na elementy zespołów... Cz.1. Inżynieria Powierzchni 2.
4. Wieczorek A., Spalek J., Skoć A., 2000: Badania tribologiczne wybranych stali stopowych stosowanych na elementy zespołów... Cz.2. Inżynieria Powierzchni 3.
5. Luty W., 1986: Chłodziwa hartownicze. WNT, Warszawa.
6. Materiały reklamowo-informacyjne firmy PRO-IMP. Rzeszów.
7. Derlacki K., Drosio B., Kęsy B.K., Kowalski W., Lampe J., Luty W., Przygodzka H., Soból S., Tereszowska A., 1979: Nowoczesne technologie obróbki cieplnej. Zeszyt nr 5. Warszawa.
8. Soból S., Patowski M., 1989: Nowe polimerowe chłodziwa. Przegląd Mechaniczny 3.
9. Moszczyński A., 1983: Nawęglanie gazowe stali. WNT, Warszawa.
10. Materiały informacyjne firmy Applied Research Laboratory.

Recenzent: Prof. dr hab. inż. Karol Reich

**Abstract**

Hardness, static resistance, fatigue-testing resistance, contact resistance, impact-strength, resistance to abrasive wear, seizure are the basic features of carbonisation of the machines' elements. They decide on the useful features of machines' elements. Influence tempering in the hydrous-polymer refrigerants over abrasive wear of samples made of carbonised steel 20H2N4A and 18HGT is searched. The refrigerants have different contents of polymer compounds. In the article search results are presented. A wear and a carbon concentration in upper layer of samples are measured. Also metallographic search are realized. On base of the wear searches, small differences of the mass loss values for each sample are noted.