ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ 1978
Seria: Mechanika z.65 Nr kol. 569

Krzysztof RUTKOWSKI, Maria KAROLINI,

Instytut Odlewnictwa
MPMCR - Kraków

BRĄZY CYNOWO-NIKLOWY I NIKLOWO-CYNOWY, ICH TECHNOLOGIA ODLEWANIA I OBRÓBKI CIEPLNEJ DLA CELÓW PRODUKCJI PIERŚCIENI ŚLIZGOWYCH W SILNIKACH ELEKTRYCZNYCH

Streszczenie: W artykule przedstawiono technologię odlewania i obróbkę cieplną brązów cynowo-niklowych i niklowo-cynowych pozwalających na uzyskanie jednorodnej struktury oraz wysokiej twardości odlewów pierścieni ślizgowych dla silników elektrycznych.

1. Wstęp

Produkowane aktualnie silniki i generatory elektryczne wyposażone są w pierścienie ślizgowe z brązów B101 i B7, przy czym pierścienie z brązu B101 wykonywane są z odlewów piaskowych, a pierścienie z brązu B7 - z rur przerobionych plastycznie. Jakkolwiek te ostatnie okazały się w praktyce nieco lepsze, to jednak, ogólnie mówiąc, jakość wszystkich krajowych pierścieni jest niezadowalająca i znacznie ustępuje zagranicznym. Pierścienie te ulegają szybkiemu i nierównomiernemu zużywaniu oraz powodują nadmierne zużywanie się współpracujących szczotek grafitowych.

Jako podstawowy warunek dobrej jakości pierścieni ślizgowych w silnikach elektrycznych, bez względu na rodzaj ich tworzywa źródła literatury [1,2,3,4] wymieniają jednorodność i zwartość struktury oraz wysoką twardość. Celem sprostania tym wymaganiom coraz częściej i szerzej stosuje się do produkcji tych pierścieni stopy miedzi z niklem lub miedzi z cyną i niklem. Dodatki niklu ułatwiają w warunkach pracy silnika szybkie docieranie i tworzenie się na tych pierścieniach warstwy tlenków, zwanej politurą. Warstwa ta silnie przylega do podłoża, jest odporna na ścieranie, korozję atmosferyczną i erozję pyłową, przy czym nie powoduje strat energetycznych w silniku, co w sumie składa się na większą żywotność i podwyższa sprawność silnika [1,2]. Zarówno z technologicznego jak i ekonomicznego punktu widzenia największe możliwości zastosowania do produkcji pierścieni ślizgowych silników elektrycznych wykazują brązy cynowo-niklowe względnie niklowo-cynowe [3,4]. Jedyną wadą tych stopów, ograniczającą możli-

wość szerokiego zastosowania do tych celów jest niska, w świetle dotychczasowych doświadczeń, twardość nie przekraczająca 100 HB. Wiadomo z dostępnej literatury [1,2,3], [4,5,6,7,8,9,10], że twardość tych stopów można podwyższać drogą obróbki cieplnej zwanej utwardzaniem dyspersyjnym. Przeprowadzone w Instytucie Odlewnictwa prace badawcze [3,4,10] pozwoliły na wytypowanie racjonalnej technologii topienia i odlewania tych stopów oraz na opracowanie parametrów obróbki cieplnej dwóch ich przedstawicieli, mianowicie brązów CuSn6Ni5 i CuSn3Ni4, powodującej znaczny wzrost ich twardości.

Technologia topienia i odlewania brązów cynowo-niklowych i niklowo-cynowych

Podobnie jak w przypadku innych stopów miedzi, istnieją dwie możliwości topienia brązów cynowo-niklowych i niklowo-cynowych, mianowicie: stapianie i przetapianie.

S t a p i a n i e stosuje się w przypadkach braku wystarczających ilości materiałów wsadowych jednorodnych chemicznie, o pożądanym składzie /a więc gąsek względnie odpadów/ oraz w przypadkach, gdy materiały takie istnieją, lecz są zbyt zanieczyszczone. W odniesieniu do omawianych brązów możliwe są następujące warianty stapiania [3]:

a/ z czystych metali /Cu+Sn+Ni/,

b/ z czystych metali oraz z zaprawy /Cu+Sn+CuNi/

c/ z zapraw /CuSn+CuNi/

Stosowanie zapraw niweluje różnice własności fizyko-chemicznych między składnikami wsadu. Efekt stapiania przy użyciu zapraw zależy w znacznej mierze od ich czystości, z tego też względu najbardziej korzystnym wśród wymienionych wyżej sposobów stapiania wydaje się wariant b tj. stapianie z czystych metali oraz z zaprawy. Dla osiągnięcia odpowiednio małego stopnia zanieczyszczenia miedź powinna być stosowana w tym przypadku w postaci elektrolitycznej, cyna w postaci gąsek hutniczych, a nikiel w postaci wlewków zaprawy CuNi5. Stosowanie zapraw wyżej niklowych nie jest zalecane ze względu na zbyt wysoką temperaturę topnienia, związane z tym dłuższy czas topienia oraz możliwość zagazowania kąpieli i niezupełnego jej ujednorodnienia.

Topienie wsadu powinno przebiegać następująco:

- równoczesne stopienie miedzi z zaprawą CuNi5 pod topnikiem soda + boraks + piasek /3:2:1/ i przegrzanie do temperatury 1200°C,
- odtlenianie kąpieli dodatkiem 0,05 % P lub Si w postaci CuP10 lub CuSi10,
- dotapianie Sn i wymieszanie kąpieli,
- kontrola stopnia zagazowania i ewentualna rafinacja kąpieli sprężonym azotem,
- kontrola temperatury i ewentualna jej korekta do poziomu temperatury odlewania tj. 1150 - 1180°C.

P r z e t a p i a n i e jest sposobem topienia bez porównania łatwiejszym, wymaga jednak materiału wsadowego w postaci gąsek o odpowiednim składzie chemicznym i stopniu zanieczyszczenia. Przetapianie gąsek przebiegać powinno w myśl następujących zasad [3,11]:

- wsad początkowy powinny stanowić same gąski, bez udziału jakichkolwiek odpadów,
- nagrzewanie wsadu powinno być prowadzone pod topnikiem soda + boraks + piasek /2:2/1/ do zupełnego roztopienia i przegrzania do temperatury 1200°C,
- po przegrzaniu należy kąpiel odtlenić dodatkiem 0,1% P lub Si w postaci zaprawy CuP10 lub CuSi10,
- po odczekaniu 2 - 3 minuty na wypłynięcie zanieczyszczeń należy skontrolować stopień zagazowania i w miarę potrzeby przeprowadzić rafinację kąpieli sprężonym azotem,
- po uzyskaniu pozytywnego rezultatu rafinacji należy skontrolować temperaturę kąpieli i w miarę potrzeby doprowadzić ją do poziomu odlewania tj. 1150-1180°C.

Kontrola jakości ciekłego metalu jest podstawowym i bezwzględnie koniecznym elementem technologii topienia brązów cynowo-niklowych i niklowo-cynowych, mimo, że literatura wyjątkowo mało i nieprecyzyjne wypowiada się na ten temat. Kontrola ta obejmować powinna dwie właściwości ciekłego metalu, decydujące o jego przydatności do odlewania, mianowicie: temperaturę oraz stopień zagazowania.

Kontrolę temperatury przeprowadzać należy przy pomocy termopary zanurzeniowej NrCr-Ni lub chromel-alumel, z wymienną końcówką kwarcową. W przypadku, gdy temperatura ciekłego metalu jest za niska, kąpiel należy możliwie szybko podgrzać, a w przypadku, gdy temperatura jest za wysoka - ochłodzić dodatkiem zimnego wsadu. W tym jedynym przypadku zastosować można odpady w postaci zabrakowanych odlewów.

Kontrolę stopnia zagazowania ciekłego metalu przeprowadzić należy przy pomocy aparatu "Gazymetr", działającego na zasadzie krzepnięcia próbki w warunkach obniżonego ciśnienia [14]. Jeżeli metal okaże się zagazowany, należy przeprowadzić rafinację sprężonym azotem. Po rafinacji należy powtórzyć kontrolę stopnia zagazowania i w przypadku negatywnego wyniku należy powtórzyć rafinację, aż do osiągnięcia zadowalającego wyniku.

Technologią odlewania wzbudzającą największe nadzieje na wysoką jakość odlewów pierścieni ślizgowych jest technologia odlewania metodą odśrodkową [12]. Do najważniejszych zalet tej technologii można zaliczyć: zbędność materiałów formierskich, zbędność układu wlewowego, większa zwartość struktury oraz wyższe własności mechaniczne odlewów. Wadą tej technologii jest stosunkowo duży koszt instalacji maszyny oraz ograniczenie asortymentu produkcji stosownie do możliwości maszyny.

Odlewanie sposobem odśrodkowym odlewów pierścieni z omawianych brązów powinno przebiegać wg następujących zasad [12]:

1. Należy zgromadzić niezbędne materiały pomocnicze, narzędzia oraz urządzenia i skontrolować ich przydatność względnie sprawność. W szczególności należy:
   - zamontować kokilę do maszyny, nadać jej wolne obroty i nagrzać do temperatury około 200°C a następnie nanieść pokrycie ochronne,
   - pokryć glazurą grafitową i nagrzać do temperatury 200°C kadź i czerpaki odlewnicze,
   - przygotować urządzenie do wytwarzania mgły wodnej do chłodzenia kokili,
   - przygotować hak do wyciągania odlewów.
2. Zwiększyć obroty maszyny do 13-17 obr/s i wlać do formy ciekły metal z kadzi.
3. Zwiększyć obroty maszyny do 20 - 25 obr/s.
4. W momencie osiągnięcia przez odlew temperatury czerwonego żaru zredukować obroty maszyny do 13-17 obr/s, włączyć urządzenie chłodzące i po uzyskaniu przez odlew ciemnej barwy zatrzymać maszynę, wyjąć odlew hakiem i zapewnić mu spokojne chłodzenie na powietrzu.

   Niezbędne pomiary temperatury kokili należy przeprowadzać przy pomocy termokolorów.

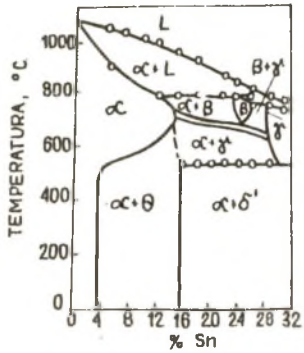
Obróbka cieplna odlewów pierścieni ślizgowych z brązów cynowo-niklowych i niklowo-cynowych

Jak zaznaczono we wstępie, czynnikiem ograniczającym stosowanie brązów cynowo-niklowych i niklowo-cynowych do celów produkcji pierścieni ślizgowych silników elektrycznych jest niska stosunkowo ich twardość. Tę istotną własność można podwyższyć stosując odpowiednią obróbkę cieplną.

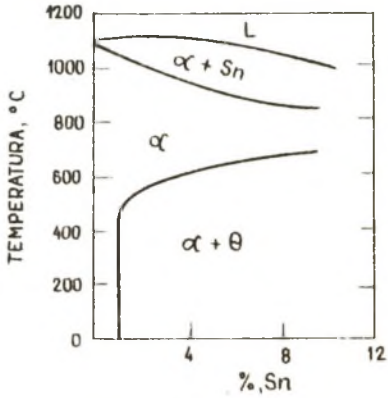
Podstawą do rozważań nad możliwościami zmiany struktury omawianych stopów, powodującej wzrost ich twardości, jest trójskładnikowy układ równowagi fazowej Cu-Sn-Ni, będący wypadkową tworzących go układów dwuskładnikowych Cu-Sn, Cu-Ni i Sn-Ni. Układ ten został dotychczas zbadany fragmentarycznie w odniesieniu do kilku przekrojów izotermicznych i stężeniowych [6,7,8].

Na rys.1 i 2 przedstawiono przekroje stężeniowe układu równowagi fazowej Cu-Sn-Ni dla Ni = 2% i 5%[6], natomiast na rysunkach 3 i 4 - przekroje izotermiczne tego układu dla temperatury 20°C, 300°C i 800°C [6,7]. Pod wpływem niklu temperatury solidusu oraz wszystkich przemian fazowych układu Cu-Sn ulegają podwyższeniu, struktura krystaliczna faz $\alpha + \beta$ pozostaje niezmieniona, natomiast nieznacznym zmianom ulegają parametry ich sieci i granica obszaru roztworu stałego α przesuwa się w stronę wyższych zawartości miedzi. Przy szybkim chłodzeniu, w strukturze wysokomiedziowych

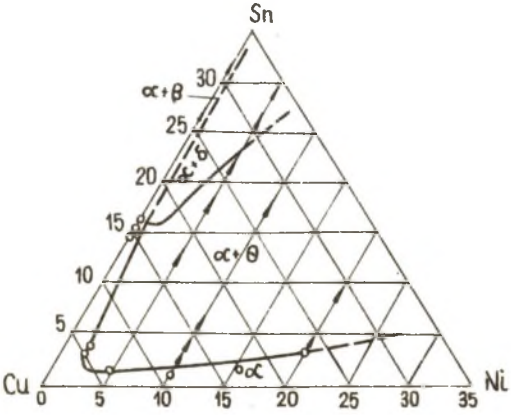
stopów Cu-Sn-Ni pojawia się nowa faza Θ, wydzielająca się w postaci drobnych, igiełkowatych kryształów, a przy wolnym chłodzeniu, w postaci owalnych jasnoniebieskich wydzieleń. Skład chemiczny fazy Θ nie jest do tej pory definitywnie ustalony. Charakterystyczną cechą tej fazy, podobnie jak fazy δ w stopach dwuskładnikowych jest podwyższona twardość w stosunku do osnowy czyli fazy α [6]. Pod względem charakteru struktury w stanie ciekłym stopy Cu-Sn-Ni podzielić można na homogeniczne i heterogeniczne. Struktura stopów homogenicznych nie ulega przemianom w stanie stałym,



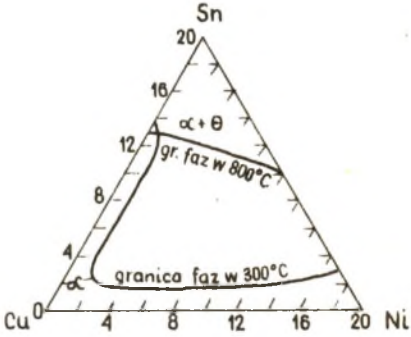
Rys.1 Przekrój stężeniowy układu równowagi fazowej Cu-Sn-Ni dla Ni = 2% [6].



Rys.2 Przekrój stężeniowy układu równowagi fazowej Cu-Sn-Ni dla Ni = 5% [6].



Rys.3 Izotermiczny przekrój układu równowagi fazowej Cu-Sn-Ni w temperaturze 20°C [6]



Rys.4 Izotermiczny przekrój układu równowagi fazowej Cu-Sn-Ni w temperaturze 800°C i 300°C [7]

natomiast w stopach heterogenicznych przemiany takie zachodzą. Obróbka cieplna stopów homogenicznych może spowodować ujednorodnienie wewnętrznej struktury kryształów i związany z tym wzrost plastyczności. Efekty takie można uzyskać drogą wyżarza-

rzania[6]. Tego rodzaju zmiany własności nie wpłynęłyby korzystnie na przydatność homogenicznych stopów Cu-Sn-Ni do produkcji pierścieni ślizgowych, w stosunku do których stawia się wymagania podwyższonej twardości [1,2,4].

Wzrost twardości omawianych stopów można uzyskać drogą zwiększenia ilości, stopnia rozdrobnienia i rozwinięcia powierzchni wydzieleń faz o wysokiej twardości. Możliwości takie w odniesieniu do heterogenicznych stopów Cu-Sn-Ni stwarzają przemiany związane z wydzielaniem twardej fazy Θ. Sposobem obróbki cieplnej umożliwiającej osiągnięcie takiego efektu są dwie kolejne operacje [4,6,7,8,10]:

1. p r z e s y c a n i e : polegające na nagrzaniu do zakresu temperatury powyżej granicy faz α /α + Θ, wygrzewaniu w tym zakresie do całkowitego rozpuszczenia się wydzieleń fazy Θ w osnowie /fazie α / oraz ochłodzeniu z szybkością większą od szybkości wydzielania się fazy Θ z przesyconego roztworu stałego α , ale nie powodującą pęknięć materiału.
2. s t a r z e n i e p r z y s p i e s z o n e - polegające na nagrzaniu przesyconego stopu do temperatury niższej, niż temperatura przemiany α /α + Θ, wygrzewaniu w tej temperaturze przez czas niezbędny do wydzielenia się fazy Θ w stanie maksymalnego rozproszenia oraz ochłodzeniu.

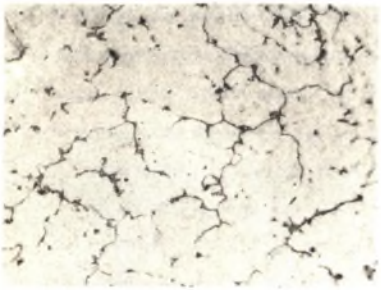
Przeprowadzone przez autorów badania [4,10] pozwoliły na określenie parametrów poszczególnych operacji.

W przypadku stopu CuSn6Ni4 parametry te są następujące:

1. temperatura przesycania	- 780°C
czas przesycania	- $360 \cdot 10^2$ s/10h/
chłodzenia	- woda lub olej
2. temperatura starzenia	- 325 °C
czas starzenia	- $540 \cdot 10^2$-$1080 \cdot 10^2$s /15-30 h/
chłodzenie	- powietrze

Obróbka cieplna o wymienionych wyżej parameteach powoduje wzrost twardości stopu CuSn6Ni4 do 170-190 HB, podczas gdy w stanie przed obróbką cieplną stop ten posiada twardość ok. 90 HB. Zdjęcia mikrostruktury stopu CuSn6Ni14 w stanie przed i po obróbce cieplnej /rys.5 i 6/ ilustrują przemiany jakie zaszły w strukturze tego stopu pod wpływem przesycania i starzenia. Jak widać na rys.5, w mikrostrukturze stopu przed obróbką cieplną wydzielenia fazy α + Θ zgrupowane są na granicach ziarn roztworu stałego α . W mikrostrukturze stopu utwardzonego /rys.6/ skoagulowane i o znacznie mniejszych wymiarach wydzielenia fazy α + Θ występują wewnątrz ziarn osnowy /roztworu stałego α /. Jest to mikrostruktura typowa dla II i III stadiów starzenia, podczas których następuje oderwanie się sieci krystalicznej stref Guiniera-

Prestona od sieci roztworu macierzystego / α / i wydzielenie nowej fazy Θ lub Θ. Maksymalne utwardzenie stopu zachodzi zazwyczaj w I stadium starzenia, dlatego też autorzy niniejszego referatu przypuszczają, że wzrost twardości do 170 - 190 HB nie jest maksymalny, aczkolwiek zaspokaja on wymagania stawiane tworzywu na pierścienie ślizgowe w silnikach elektrycznych.

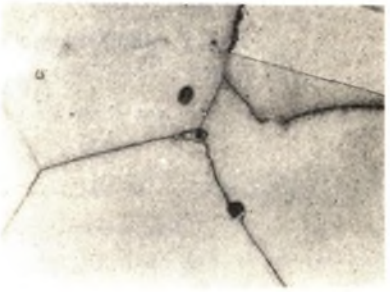


a/ pow. 100 x

b/ pow. 500x

Rys.5 Mikrostruktura stopu CuSn6Ni4 przed obróbką cieplną

a/ pow. 100x



b/ pow. 500x

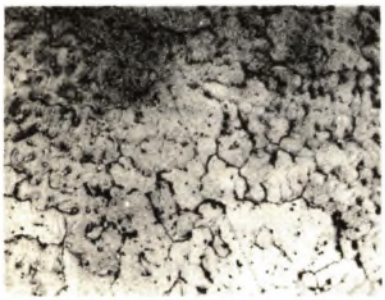
Rys.6 Mikrostruktura stopu CuSn6Ni4 po przesyceniu w temperaturze 780°C w czasie $360 \cdot 10^2$ s/10h/, chłodzeniu w wodzie i następnym starzeniu w temperaturze 300°C w czasie $1080 \cdot 10^2$ s /30 h/. Twardość 190 HB

W przypadku stopu CuSn3Ni4 parametry poszczególnych operacji są następujące:

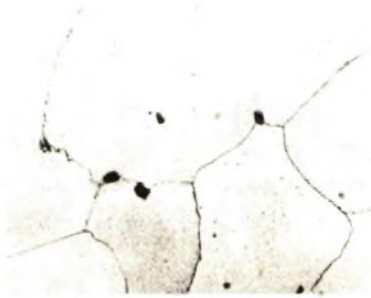
1. temperatura przesycania	- 780 °C
czas przesycania	- $360 \cdot 10^2$S /10h/
chłodzenie	- woda lub olej
2. temperatura starzenia	- 350°C
czas starzenia	- $180 \cdot 10^2$ - $360 \cdot 10^2$s /5-10 h/
chłodzenie	- powietrze

Twardość stopu CuSn3Ni4 po obróbce cieplnej o wymienionych wyżej parametrach wzrasta do 110-125 HB /twardość przed obróbką cieplną - 80 HB/.

Podobnie jak w przypadku stopu CuSn6Ni4, autorzy przepuszczają, że wzrost ten nie jest maksymalny. Analizując rys.7 i 8, przedstawiające mikrostrukturę stopu CuSn3Ni4 przed i po obróbce cieplnej, można stwierdzić, że mikrostruktura po obróbce cieplnej jest typową dla II i III stadiów starzenia, a więc faza Θ /Θ'/, jest już wydzielona i w pewnym stopniu skoagulowana.



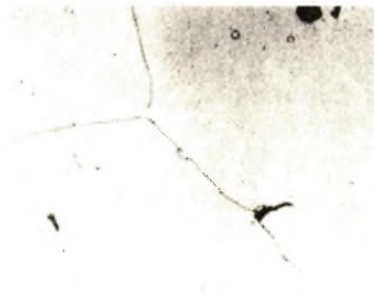
a/ pow. 100x



b/ pow. 500x

Rys.7 Mikrostruktura stopu CuSn3Ni4 przed obróbką cieplną

a/ pow. 100x



b/ pow. 500x

Rys.8 Mikrostruktura stopu CuSn3Ni4 po przesycaniu w temperaturze 780°C w czasie $360 \cdot 10^2$ s /10 h/ chłodzeniu w wodzie i następnym starzeniu w temperaturze 360°C w czasie $360 \cdot 10^2$ s /10 h/. Twardość 125 HB.

Przeprowadzane obecnie przez autorów niniejszego referatu badania mechanizmu i kinetyki przemian fazowych zachodzących w wysokomiedziowych stopach Cu-Sn-Ni pozwolą w przyszłości na dokładne sprecyzowanie możliwości podwyższania twardości oraz innych własności tych stopów drogą utwardzania dyspersyjnego.

Konkluzje

1. Największe możliwości zastosowania do produkcji pierścieni ślizgowych silników elektrycznych wykazują brązy cynowo-niklowy CuSn6Ni4 względnie niklowo-cynowy CuSn3Ni4 w stanie po obróbce cieplnej.
2. Wytypowano dwie wersje technologii topienia tych stopów:
   a/ stapianie czystych metali Cu i Sn oraz zaprawy CuNi5 przy zastosowaniu topnika składającego się z sody, boraksu i piasku /3:2:1/ i odtleniaczy w ilości 0,05% P lub Si, stosowanych w postaci zapraw z miedzią,
   b/ przetapianie gąsek stopu przy użyciu tego samego topnika i odtleniaczy.
3. Najbardziej optymalną technologią odlewania pierścieni ślizgowych jest odlewanie metodą odśrodkową.
4. Parametry obróbki cieplnej stopu CuSn6Ni4 podwyższającej jego twardość do 170-190 HB są następujące:

a/ temperatura przesycania	- 780 °C
czas przesycania	- $360 \cdot 10^2$ s /10 h/
chłodzenie	- woda lub olej
b/ temperatura starzenia	- 325°C
czas starzenia	- $540 \cdot 10^2$ - $1080 \cdot 10^2$s /15-30 h/
chłodzenie	- powietrze

5. Obróbka cieplna stopu CuSn3Ni4 podwyższająca jego twardość do 110-125 HB polega na:
   a/ przesycaniu w temperaturze 780°C w czasie $360 \cdot 10^2$s /10 h/ i chłodzeniu w wodzie lub oleju,
   b/ starzeniu w temperaturze 350°C w czasie $180 \cdot 10^2$s /5-10 h/ i chłodzeniu w powietrzu.

LITERATURA

1. JASKÓLSKI A.: Stopy miedzi stosowane na pierścienie ślizgowe silników asynchronicznych. Cz.1 - Brązy cynowo-cynkowe i cynowo-fosforowe. Wiadomości elektrotechniczne, 1971, nr 1, s.8.
2. JASKÓLSKI A.: Stopy miedzi stosowane na pierścienie ślizgowe silników asynchronicznych. Cz.2 - Brązy cynowo-niklowe i niklowo-cynowe oraz miedzionikle. Wiadomości elektrotechniczne, 1971, nr 2, s.47.

3. RUTKOWSKI K.: Opracowanie technologii topienia i odlewania stopów miedziowo-niklowych do produkcji pierścieni ślizgowych stosowanych w silnikach asynchronicznych. Zespół Rzeczoznawców STOP, Ekspertyza nr 368/71.

4. RUTKOWSKI K.: Obróbka cieplna stopów CuSn6Ni4 i CuSn4Ni2 w celu zwiększenia ich przydatności na pierścienie ślizgowe silników asynchronicznych. Program prób i badań. Zespół Rzeczoznawców STOP, Ekspertyza nr 437/72.

5. Métaux - Corrosion - Industrie, 1954, nr 5, s.202-207.

6. SMIRJAGIN A.P.: Promyślennyje cvetnyje metally i splavy. Moskwa 1956, s.258-260.

7. BOWERS J.E.; MUNRE B.S.: The mechanical properties of heat-treated nickel-tin bronze sand castings and the effect of impurities, expecially lead. Brit. Foundrym, 1959, t.LII, nr 10, s.425.

8. PATTEN B.M.: The effect of section thickness on the mechanical properties of a cast age-hardenable copper-nickel-tin alloy. Brit.Foundrym., 1962, t.LV, nr 4, s. 129.

9. HANSEN D., PELL-WALPOLE W.T.: Chill-cast tin bronzes. London, E.Arnold a.Co., 1952, s.56-64, 279-280.

10. RUTKOWSKI K., KAROLINI M.: Opracowanie sposobu dyspersyjnego utwardzania brązu cynowo-niklowego, przeznaczonego do zastosowania na pierścienie ślizgowe silników elektrycznych. Praca programowa Instytutu Odlewnictwa, sprawozdanie nr Z-2171/76.

11. Instrukcja topienia metali nieżelaznych. Stopy miedzi. Wyd.STOP, Kraków 1975.

12. GÓRNY Z.: Odlewanie w formach wirujących. WNT, Warszawa 1966.

13. RUTKOWSKI K.: Krajowy aparat Gazymetr do technologicznej kontroli stopnia zagazowania ciekłych metali. Przegląd Odlewnictwa, 1973, nr 1.

TIN-NICKEL AND NICKEL-TIN BRONZES, THEIR CASTING AND HEAT-TREATMENT FOR PORPOSES OF PRODUCTION OF SLIP RINGS FOR ELECTRIC MOTORS

Summary

The paper describes casting and heat-treatment techniques for tin-nickel and nickel-tin bronzes making it possible to obtain homogeneous structure and high hardness in castings of slip rings used in electric motors.

ОЛОВО-НИКЕЛЕВЫЕ И НИКЕЛЕВО-ОЛОВЫЕ БРОНЗЫ, ИЗ ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ И ТНРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА СКОЛЬЗЯЩИХ КОЛЬЦОВ В ЭЛЕКТРОДВИГАТЕЛЯХ

Резюме

В статье предствляется технология литья и термическая обработка олово-никелевых и никелево-оловых бронзов, которая дает возможность получить однородную структуру и высокую твердость отливок скользящих кольцов в электродвигателях.