ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ 1973

Seria: MECHANIKA z. 51 Nr kol. 388

Jerzy Tymowski

Instytut Maszyn Matematycznych
Politechniki Warszawskiej

STRUKTURA I WŁASNOŚCI MECHANICZNE STOPÓW WYTWARZANYCH JAKO POWŁOKI ELEKTROLITYCZNE

Streszczenie. W pracy omówiono charakterystyczne cechy struktury i składu fazowego powłok elektrolitycznych, wytwarzanych jako warstwy wieloskładnikowe (stopowe). Wskazano możliwości obróbki cieplnej przez rozkład roztworów przesyconych, często spotykanych w stopach osadzanych elektrolitycznie oraz przez rekrystalizację. Omówiono czynniki decydujące o własnościach mechanicznych stopów.

1. Wstęp

Powłoki metaliczne wytwarzane elektrolitycznie stosowane są przede wszystkim dla ich wartości przeciwkorozyjnej i dekoracyjnej. Zaznacza się jednak znaczny i stale rosnący udział zastosowań technicznych, w których wykorzystywane są inne własności powłok: określona przewodność elektryczna, własności magnetyczne, wreszcie grupa własności mechanicznych: wytrzymałość na rozciąganie, twardość, odporność na ścieranie. W tej ostatniej grupie często można spotkać elektrolityczne powłoki stopowe, które mimo że powiększają trudności technologiczne i z oporami przyjmowane są w praktyce przemysłowej, charakteryzują się w wielu przypadkach własnościami znacznie przewyższającymi te, które cechują powłoki czystych metali.

Podobnie jak w stopach wytwarzanych na drodze metalurgicznej często już nieznaczne zawartości składników stopowych wpływają w wyraźny sposób na własności powłok. Wprowadzenie 0,5% Co do złota osadzanego z kąpieli cytrynianowo-fosforanowej powoduje wzrost twardości z ok. 100 do 180 HV i znaczne zwiększenie odporności na ścieranie [1]. Podobnie działają dodatki niklu, gdzie już przy zawartości dziesiątych

części procentą twardość przekracza 200 HV [2]. W stopach niklu z żelazem wzrost zawartości żelaza do 25% powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie z około 130 do 175 kG/mm^2 i mikrotwardości (Knoop) do 650 [3]. Przeprowadzono próby elektrolitycznego wytwarzania powłok o własnościach zbliżonych do stali typu "maraging" [4]. Jakkolwiek w próbach tych nie udało się osiągnąć zamierzonego celu, to jednak uzyskano stopy o twardości rzędu 500 HV, rosnącej podczas starzenia w zakresie temperatur 400 do 480° do ok. 700 HV. Znaczenie wysokiej wytrzymałości, a szczególnie mikrotwardości jako miernika użytkowej wartości powłok, narażonych zazwyczaj na zużycie przez ścieranie była kwestionowana [5], tym niemniej przy postępującej miniaturyzacji mechanizmów, a z drugiej strony przy rosnącym zastosowaniu cienkich folii, wytwarzanych metodą elektrolityczną, możliwość wykorzystania powłok jako warstw przenoszących obciążenia mechaniczne jest zagadnieniem bardzo interesującym.

2. Charakterystyka strukturalna powłok stopowych

Powłoki elektrolityczne w ogólności cechuje duży stopień zdefektowania struktury, połączony często ze znacznymi naprężeniami. W procesie elektrolizy wbudowywane są do sieci metalu, narastającego na katodzie, wszelkiego rodzaju zanieczyszczenia, jak kationy obcych metali zawartych w elektrolicie, wodór w postaci protonowej i cząsteczkowej, adsorbowane na powierzchni katody aniony, organiczne i nieorganiczne cząstki koloidalne itd. Zjawisko to występuje w szczególności w przypadku wprowadzania do kąpieli organicznych dodatków zwilżających czy wybłyszczających i pociąga wtedy za sobą występowanie w powłoce bardzo drobnoziarnistej struktury blokowej ze znaczną ilością dyslokacji. Ta ostatnia odpowiada gęstości dyslokacji w metalu silnie odkształconym plastycznie.

Dla przykładu, w miedzi, osadzanej z kąpieli siarczanowej z dodatkiem żelatyny, otrzymano średnią wielkość bloków struktury mozaikowej rzędu 3-5 nm (30 - 50 Å) i gęstość dyslokacji rzędu 2.10^{11} cm^2 [6]. Wzrastają przy tym własności wytrzymałościowe materiału, m.in. mikrotwardość (własność najczęściej wyznaczana). Te same czynniki działa-

ją także w przypadku jednoczesnego wydzielania na katodzie jonów różnych metali, tj. przy osadzaniu powłok stopowych. Jeżeli jednak pominąć w tych rozważaniach substancje powierzchniowo czynne, zanieczyszczenia kąpieli i ograniczyć się do niezbędnych składników, to można przeprowadzić pewne porównania pomiędzy strukturą i własnościami stopów otrzymanych elektrolitycznie i stopów wytwarzanych metodami metalurgicznymi.

Zjawiskiem charakterystycznym dla stopów elektrolitycznych, jeżeli porównać je z jednej strony z powłokami "czystych" metali a stopami metalurgicznymi z drugiej, jest ich znaczna drobnoziarnistość, zbliżona do ziarnistości metali gwałtownie chłodzonych z fazy ciekłej (splat cooling). Drobnoziarnistość powłok stopowych wynika przede wszystkim z faktu, że dla zbliżenia potencjałów osadzania dwu metali konieczne są najczęściej znaczne wartości polaryzacji katody. W przypadku jednoczesnej redukcji dwu różnych rodzajów jonów pojęcie nadnapięcia jako różnicy pomiędzy rzeczywistym potencjałem a potencjałem równowagi traci swój zwykły sens. Można jednak posłużyć się pojęciem zastępczego nadnapięcia, które uwzględnia udział składników (m,n) w procesie przenoszenia ładunku elektrycznego na katodzie

$$\eta = f_m(E_d - E_m) + f_n(E_d - E_n),$$

gdzie

η - nadnapięcie,

f_m, f_n - udział prądu osadzania poszczególnych składników,

E_d - potencjał osadzania powłoki,

E_m, E_n - potencjały równowagi składników w danym elektrolicie.

Wiadomo, że wartość nadnapięcia jest podstawowym czynnikiem określającym wielkość zarodka krytycznego i szybkość tworzenia zarodków przy krystalizacji elektrolitycznej. Pod tym względem nadnapięcie jest odpowiednikiem przesycenia przy krystalizacji powłok przy naparowywaniu z fazy gazowej.

Krytyczny promień dwuwymiarowego zarodka na płaskiej powierzchni elektrody [7, 8]

$$r_c = \frac{2V\gamma^{k}}{zF\eta},$$

gdzie

V - objętość molowa,

γ^{k} - energia swobodna krawędzi, erg/cm;

z - wartościowość jonów,

F - stała Faraday'a.

Podobnie zależna jest od nadnapięcia wartość energii aktywacji zarodków (wg Volmera, cyt.[9])

$$J = C \cdot \exp\left(-\frac{A_{hkl}}{\eta \cdot R_T}\right)$$

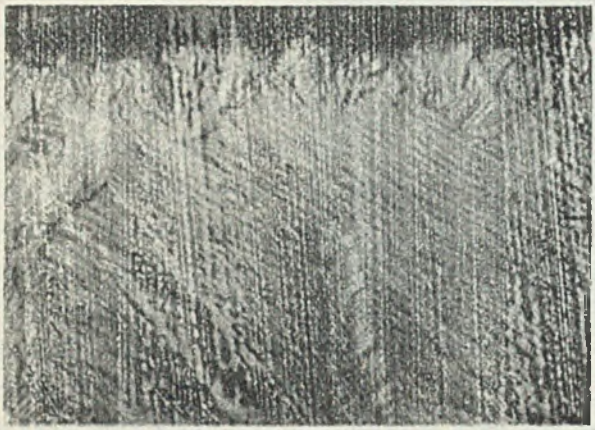
gdzie

C - stała

A_{hkl} - praca tworzenia płaskiego zarodka o określonej płaszczyźnie (hkl).

Przy znacznych wartościach η, w elektrolitach zawierających kompleksowe jony osadzanych metali lub w kąpielach, w których dopiero przy dużej polaryzacji możliwe jest współosadzanie bardziej elektroujemnego składnika, obserwuje się bardzo niewielkie rozmiary ziarn. I tak w stopach Ni-Fe stwierdzono, w zależności od warunków osadzania i rodzaju podłoża, wielkości ziarn od 15-20 nm [10] do średnio 0,5 nm [11]. Dla stopów Sn-Ni podawane są wielkości 10-50 nm [12].

W porównaniu z powłokami jednoskładnikowymi osadzanymi bez wykorzystywania dodatków powierzchniowo czynnych, powłoki stopowe wykazują znacznie mniejszą tendencję do wzrostu kontynuującego strukturę podłoża. Ten typ wzrostu, określany przez H. Fischera [13] jako typ BR (basischer Reproduktions- typ), przedstawiony na rys. 1 występuje przy niskich wartościach nadnapięcia, przy których wzrost odbywa się głównie przez wypełnianie mikrostopni powierzchni katody oraz w warunkach

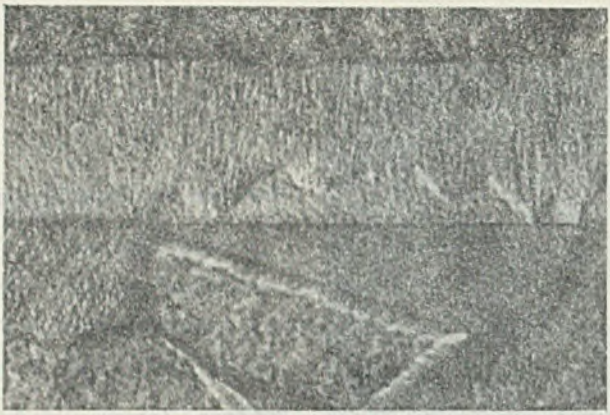


Warstwa elektrolityczna

Podłoże Cu

Rys. 1. Przekrój warstwy miedzi osadzanej z kąpieli cyjankowej przy wartości nadnapięcia η = 800 mV i 40°C, struktura warstwy w znacznej części stanowi kontynuację podłoża, traw. stęż. HNO_3, 1500 x

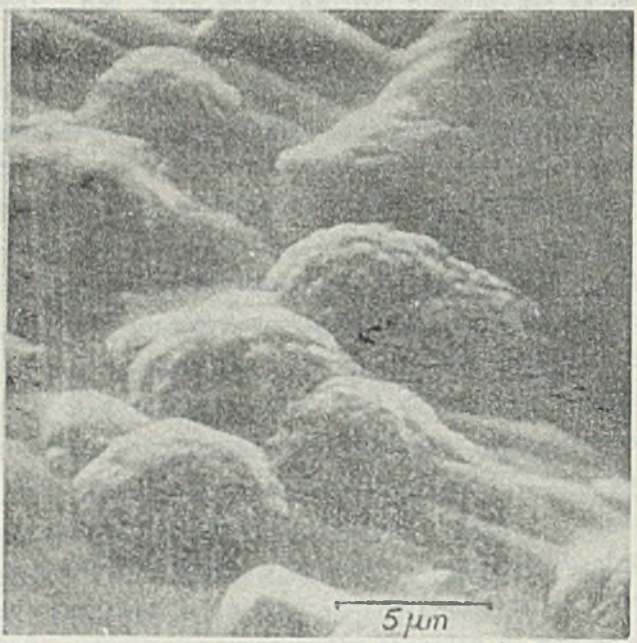
gdy nieutrudniona dyfuzja powierzchniowa pozwala na swobodny rozrost warstw krystalicznych, zapoczątkowywanych przez dwuwymiarowe, epitaksjalne zarodki. W przypadku inhibitowania rozrostu warstw przez obecne w elektrolicie domieszki, zanieczyszczenia, czy produkty reakcji elektrodowych, zamiast struktury BR pojawia się typ FT (feld-orientierter Texturtyp), w którym cechą charakterystyczną jest obecność równoległych kolumn lub włókien, przebiegających równolegle do linii prądu. Poszczególne włókna mogą się składać z kolejno ułożonych na sobie warstw wzrostowych, tworzących jednorodne strukturalnie bloki. Podobny wpływ ma wprowadzenie domieszek metalicznych jako składników stopu. W obecności składników stopowych obserwuje się ograniczenie dyfuzji powierzchniowej w procesie krystalizacji powłoki. Oprócz zaniku wspomnianej już zdolności do kontynupwania struktury podłoża pojawia się zjawisko tworzenia faz przesyconych, bądź nie odpowiadających wykresowi równowagi. Na rys. 2 pokazano mikrostrukturę warstwy mosiądzu, w której wpływ podłoża utrzymuje się tylko w pewnych obszarach i sięga na niewielką stosunkowo głębokość.



Warstwa Cu-Zn

Podłoże Cu

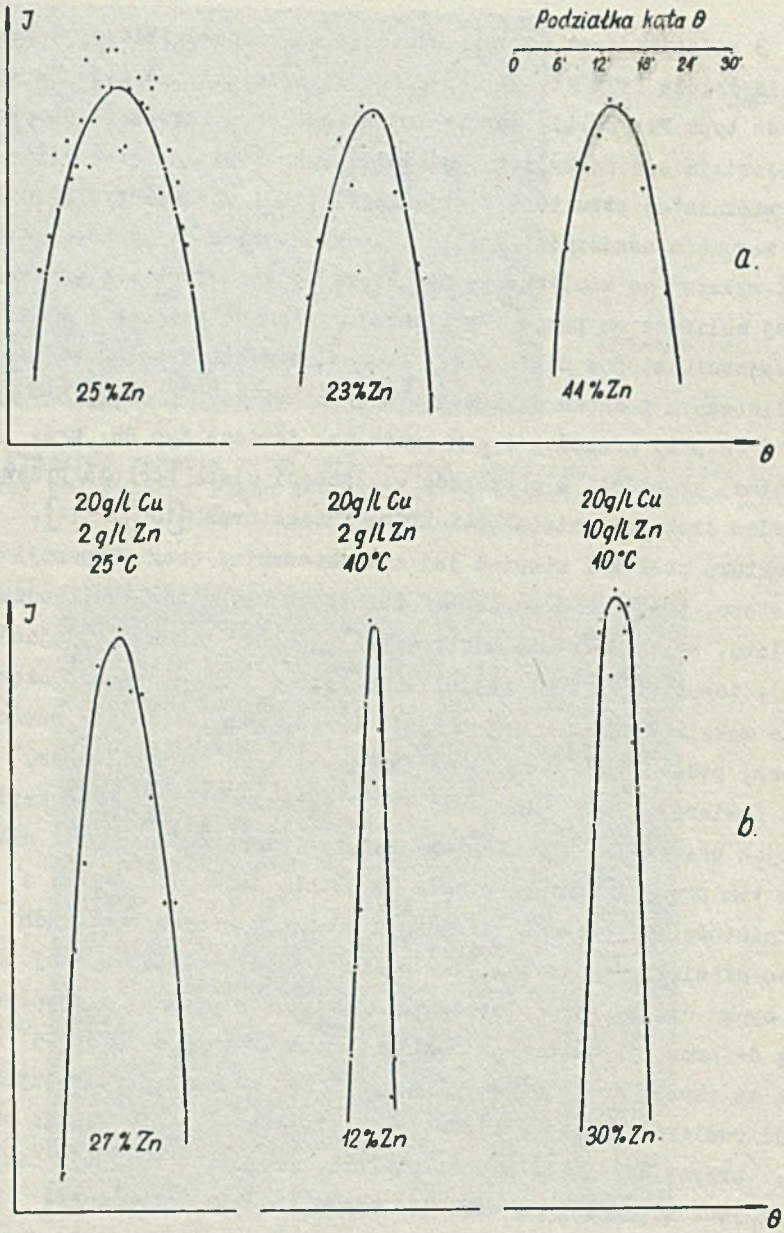
Rys. 2. Przekrój warstwy stopu miedź-cynk, osadzanej z kąpieli cyjankowej przy polaryzacji rzędu 450 mV i 25°C; zawartość cynku w powłoce 31%, traw.stęż.HNO_3, 1500 x



Rys. 3. Powierzchnia warstwy stopu Ni-3%Fe, osadzanej z kąpieli typu Wattsa w temp. 50°C na czystym rekrystalizowanym niklu; Średnia grubość warstwy 4μm; widoczne skupiska nie związane orientacją z podłożem, mikroskop skaningowy, pochylenie próbki 45°, 5000 x

Na rys. 3 widoczny jest moment, w którym w powłoce niklowej z małą zawartością żelaza (97% Ni, 3% Fe) zachodzi przejście od typu BR wg Fischera do typu FT. Na tle warstwowej struktury o zarysach geometrycznych pojawiają się półkuliste, nieregularne skupiska, stanowiące początek włóknistej struktury o orientacji [100] charakterystycznej dla danych warunków osadzania. Przy ustalonych innych czynnikach, warstwa powłoki wykazująca kontynuację struktury podłoża jest tym grubsza, im bardziej zbliżone są parametry krystalograficzne podłoża i powłoki. Przy osadzaniu stopów niklu z żelazem na chemicznie polerowanym, rekrystalizowanym podłożu niklowym stwierdzono, że w powłokach o zawartości 1% Fe przy grubości 4 μm przeważał jeszcze typ BR, przy 3,5%Fe i tej samej grubości, w obszarach większości ziarn podłoża przeważała już bardzo drobnoziarnistą struktura i teksturze [100], [14].

Strukturą powłok i stopień jej zdefektowania, obok proporcji składników stopu, zależne są od zawsze istotnych czynników jak: rodzaj elektrolitu, szybkość osadzania powłoki (gęstość prądu i wydajność katodowa), temperatura i pH kąpieli. Na rys. 4 przedstawiono częściowe profile maksimów dyfrakcyjnych linii (311), wyznaczone dla powłok mosiężnych, poddawanych badaniu na dyfraktometrze rentgenowskim, przy okazji pomiarów stałej sieciowej [15]. Zmianie ulegał skład kąpieli i potencjał osadzania, a także temperatura. Szerokość kątowa maksimów jest w tym przypadku miarą przede wszystkim deformacji sieci i drobnoziarnistości. Naprężenia I rodzaju osiągały w tych powłokach stosunkowo niewielkie wartości. Jak można sądzić, powyżej pewnej zawartości cynku dalszy wzrost stężenia składnika stopowego nie wpływa na zmianę deformacji. Natomiast obniżenie temperatury z 40 do 25° znacznie ją zwiększa. Ma to niewątpliwie związek ze zmniejszoną szybkością dyfuzji powierzchniowej w procesie krystalizacji. Zwiększenie polaryzacji, przyspieszającej wzrost powłoki, zmniejsza tu wpływ czynników inhibitujących i zwiększa wielkość ziarn (bloków) struktury. Należy dodać, że dla czystej miedzi, osadzanej z tej samej kąpieli i w tych samych warunkach, porównywalna szerokość maksimum dyfrakcyjnego wynosiła 2,5 - 3,5 minut kątowych. Powłoki o strukturze FT cechują się z reguły określoną teksturą, przy czym stopień stekstu rowania jest sil-



Rys. 4. Zarysy maksimów dyfrakcyjnych linii [311], wyznaczone za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego dla powłok Cu-Zn o grubości około 10 μm, osadzanych potencjostatycznie z kąpieli cyjankowej, przy różnych zawartościach składników w elektrolicie i dwu różnych wartościach polaryzacji: a) 275 mV, b) 600 mV

nie zależny od rodzaju i stężenia występujących defektrów. Przy znacznych deformacjach sieci powstających przy dużym stężeniu składnika stopowego lub przy silnym inhibitowaniu, tekstura zanika i typ FT przechodzi w UD (unorientierter Dispersionstyp).
W strukturze tego typu obserwuje się całkowicie nieregularnie zorientowane i bardzo drobne ziarna.

3. Charakterystyka fazowa powłok stopowych

Prowadzenie procesów krystalizacji warstw stopowych w warunkach znacznego utrudnienia dyfuzji powierzchniowej (zarówno na skutek niskiej temperatury, jak i wskutek adsorbcji różnego rodzaju cząstek elektrolitu) prowadzi do powstawania stopów o składzie fazowym różnym od wskazywanego przez wykres równowagi.

Jak wykazały wyniki licznych prac, przede wszystkim E. Rauba i jego współpracowników [16], w stopach elektrolitycznych występują te same rodzaje faz co w stopach otrzymywanych drogą metalurgiczną. Może zatem występować oddzielna krystalizacja obydwu składników, tworzenie roztworów stałych bądź faz międzymetalicznych. Ulegają jednak zmianie granice występowania poszczególnych faz, pewnych faz może brakować, względnie mogą pojawić się fazy metastabilne. We własnych badaniach struktury stopów Cu-Zn stwierdzono, że przy zawartości 44% Zn powłoki były często jeszcze jednofazowe [15]. W stopach Cu-Pb i Ag-Pb [16] stwierdzono obecność roztworów stałych, zawierających do 12% Pb w miedzi i do około 8% w srebrze, mimo że ołów w miedzi jest praktycznie w stanie stałym nierozpuszczalny, a w srebrze w temperaturze otoczenia do około 0,1%.

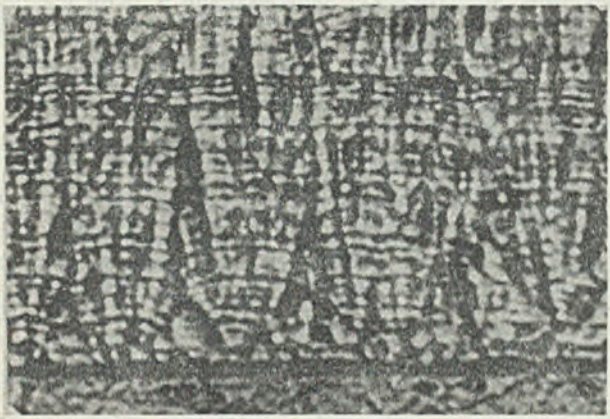
Jak zauważają Gorbunowa i Połukarow [17], we wszystkich przypadkach występowania przesyconych roztworów stałych, graniczne stężenia składników stopowych nie przekraczają wartości wynikającej z teorii stref Brillouina. Można jedynie sądzić, że przy osadzaniu elektrolitycznym nie istotny lub mało istotny jest czynnik objętościowy, ograniczający zakres rozpuszczalności przy większych różnicach wymiarowych atomów.

Ogólnie biorąc można stwierdzić, że w stopach elektrolitycznych roztwory stałe występują, lub nie występują niezależnie od tego co wynika z odpowiedniego wykresu równowagi. Występują bowiem i przypadki odwrotne, jak na przykład w stopach Cu-Ni i Au-Cu, gdzie mimo że w stanie równowagi obserwuje się całkowitą wzajemną rozpuszczalność, w powłokach elektrolitycznych (w szczególności w składzie złoto-miedź) do 13-40% składnika stopowego krystalizuje jako oddzielna faza [18]. Interesujący przypadek występuje w układzie Sn-Ni, w którym, przy dość znacznych wahaniach proporcji składników elektrolitu, otrzymuje się stop o składzie ok. 65% Sn i 35% Ni, jednofazowy, który można traktować jako fazę NiSn. Zgodnie z wykresem równowagi stop o tym składzie powinien stanowić mieszaninę Ni_3Sn_2 i Ni_3Sn_4, a faza NiSn w ogóle w nim nie występuje. Jest to zatem przypadek wystąpienia fazy metastabilnej [12]. Zbliżone zjawisko stwierdzono w potrójnych stopach Fe-Co-Ni, w których przy zawartości 12% Co i 32% Ni powłoka stanowiąca roztwór stały ma strukturę regularną przestrzennie centrowaną, mimo że w stanie równowagi, po wyżarzeniu, zmienia ją na ściennie centrowaną [4].

Przyczyny obserwowanych odstępstw od stanu równowagi leżą w złożonym mechaniźmie reakcji elektrodowych i krystalizacji przy jednoczesnym wydzielaniu na katodzie kilku składników metalicznych. Powstająca niestabilność struktury może przy tym prowadzić do jej zmian w ciągu krótkiego stosunkowo czasu, nawet w okresie pomiędzy wytworzeniem powłoki a poddaniem jej badaniom dyfrakcyjnym. Powoduje to, że wykorzystanie obserwowanych faktów podawanych w literaturze dla wyjaśnienia mechanizmów krystalizacji powłok stopowych jest bardzo ograniczone.

Warstwy stopowe, podobnie jak jednoskładnikowe powłoki z kąpieli wybłyszczających (z dodatkiem substancji organicznych) charakteryzują się przeważnie niejednorodnością ujawniającą się w postaci warstwowości na wytrawionej powierzchni przekroju poprzecznego. Przykład takiej budowy warstwowej, występującej niezależnie od ziarnistej struktury materiału pokazano na rys. 5 [14]. W stopie niklu z żelazem o zawartości 4% Fe występuje wyraźna warstwowość, pozwalająca na ocenę szybkości wzrostu w poszczególnych obszarach podłoża. Grubość poszcze-

gólnych warstw jest za mała - 0,5 - 1,2 μm, żeby można było ujawnić ewentualne wahania składu chemicznego.



Warstwa Ni-Fe

Podłoże Ni

Rys. 5. Przekrój grubej warstwy stopu Ni-Fe o zawartości 4% Fe osadzanego na podłożu niklowym: widoczna jest kolumnowa struktura i warstwowa niejednorodność ujawniona przez trawienie. traw.roztw.$FeCl_3$,1500 x

4. Możliwości obróbki cieplnej powłok stopowych

Jak już wspomniano, powłoki elektrolityczne charakteryzują się z reguły stanem o podwyższonej energii i wysokim stężeniem defektów, odpowiadającym stanowi po zgniocie. Odnosi się to szczególnie do powłok stopowych. Stąd przy wzroście temperatury zachodzą w powłokach zjawiska zdrowienia i rekrystalizacji, analogiczne do zmian w materiale zgniecionym. W stopach elektrolitycznych zjawiska te zachodzą jednak w temperaturach znacznie niższych. Temperatura rekrystalizacji zależy przy tym wyraźnie od wielkości ziarna powłoki. W stopach żelaza z niklem (19% Fe) o wielkości ziarna 15-20 μm stwierdzono zakończenie procesu rekrystalizacji w 350°C, podczas gdy przy wielkości ziarna 120 μm rekrystalizacja rozpoczynała się przy 400°C, a kończyła dopiero około 700°C [10]. Stwierdzono przy tym związek pomiędzy obniżeniem temperatury rekrystalizacji a stężeniem substancji powierzchniowo-czynnych, dodawanych dla obniżenia naprężeń własnych w warstwie. Przy mniejszym poziomie naprężeń występuje wzrost temperatury rekrystalizacji.

W odróżnieniu od stopów wytwarzanych metodami metalurgicznymi w stopach elektrolitycznych własności mechaniczne po obróbce cieplnej zależą w istotny sposób od zachowania się wbudowanych w stop obcych substancji. Pozostają one nie dyfundując w obszarach, w których znalazły się podczas elektrolizy, aż do osiągnięcia temperatury rozkładu cieplnego, który powoduje wydzielanie przede wszystkim węgla i gazów, najczęściej pary wodnej i CO. Przy znacznym stężeniu obcych substancji twardość powłok przy wzroście temperatury zmienia się niewiele, aż do momentu wydzielania gazów, kiedy spada gwałtownie. Powstające przy wydzielaniu gazów pory mogą powodować wzrost oporności elektrycznej, a także wzrost objętości metali. Jednocześnie ze spadkiem twardości, przeciwnie niż przy rekrystalizacji po zgniocie, występuje przy tego rodzaju powłokach spadek własności plastycznych.

Rozpad przesyconych roztworów i nieustabilizowanych faz, występujących w stopach elektrolitycznych może być wykorzystany do podwyższenia ich wytrzymałości i twardości. We wstępie wspomniano o możliwościach utwardzania stopów Fe-Co-Ni, przy zmianie nietrwałej struktury przestrzennie centrowanej w ściennie centrowaną. Trzeba dodać, że w stopach o tym samym składzie, przygotowanych metodami metalurgicznymi, próby zastosowania obróbki cieplnej dały jedynie minimalne zmiany twardości [4]. Natomiast w stopach Sn-Ni, stanowiących jednorodną, metastabilną fazę NiSn o strukturze typu NiAs ogrzanie powyżej 300°C powoduje przemianę z utworzeniem mieszaniny faz Ni_3Sn_2 i Ni_3Sn_4, ale towarzyszące temu zmiany objętości są na tyle duże, że powłoka rozpada się [12].

5. Czynniki powodujące umocnienie powłok

Powłoki o wysokiej twardości i wytrzymałości charakteryzują się jednocześnie bardzo drobnym ziarnem i często podwyższoną zawartością rozpuszczonego wodoru. Nie ma jednak podstaw, aby uważać drobniziarnistość czy obecność wodoru za przyczyny wysokich własności wytrzymałościowych stopów elektrolitycznych. Zmiany wielkości ziarna, obserwowane przy różnych warunkach osadzania, bądź w wyniku rekrystalizacji, nie pozwalają ustalić żadnej zależności w stosunku do jednocześnie

mierzonej twardości. Powłoki twardsze mają jednocześnie na ogół drobniejsze ziarno, można jednak przyjąć, że wspólną przyczyną jest w tym przypadku zniekształcenie struktury krystalicznej wskutek wbudowania składników metalicznych, bądź obcych domieszek, wpływające tak na mechanizm krystalizacji jak i na uzyskane własności.

Wpływ wodoru jest często trudny do ujęcia, szczególnie w przypadku absorbcji w powłokach większych ilości domieszek organicznych. Wydaje się jednak, że większe ilości wodoru w twardych powłokach są zjawiskiem wtórnym - przy dużych zakłóceniach sieci zachodzi możliwość utrzymania w roztworze większych ilości atomowego, a nawet cząsteczkowego wodoru. Obserowano to na przykładzie stopów niklu z cynkiem [19]. Z drugiej strony wygrzanie, powodujące usunięcie wodoru, nie obniża twardości wielu powłok, jeżeli temperatura wygrzania leży poniżej temperatury rekrystalizacji. Przykładem mogą być powłoki żelaza [20].

W jednej z nowszych prac [21] dostrzeżono związki między własnościami wytrzymałościowymi, tj. wytrzymałością na rozciąganie i mikrotwardością powłok niklowych, a ich teksturą. Przy warunkach osadzania przy których występowała wyraźnie tekstura, stwierdzono minimum tak wytrzymałości jak i mikrotwardości. W dawniejszych badaniach nad tymi samymi powłokami [22] nie stwierdza się związków pomiędzy teksturą a mikrotwardością. Podkreśla się natomiast powiązanie pomiędzy mikrotwardością a ilością zaabsorbowanych w metalu domieszek. Wydaje się, że ilość i sposób rozmieszczenia tych ostatnich ma zasadniczy wpływ tak na umocnienie powłok jak i inne własności fizyczne, np. przewodność elektryczną, własności magnetyczne itd.

Ilość badań poświęconych własnościom mechanicznym powłok elektrolitycznych, a powłok stopowych w szczególności jest, stosunkowo niewielka. W związku z tym mało jest danych pozwalających na powiązanie warunków wytwarzania i struktury z wynikającymi z tego skutkami. W Zakładzie Podstaw Technologii Aparatury Elektronicznej Instytutu Maszyn Matematycznych PW prowadzone są pewne prace w tym kierunku, w szczególności w zakresie stopów Ni-Fe, których własności magnetostrykcyjne mogą być wykorzystywane dla budowy aparatury do pomiaru sił lub ciśnień.

LITERATURA

1. Mason D.R., Blair A.: Trans.Inst. Metal Finish, 50, 1972, 138.
2. Parker E.A.: Plating, 45, 1958, 631.
3. McInnis R.D., Gow K.V.: Plating, 58, 1971, 135.
4. Smith J.F.: Trans.Inst. Metal Finish, 48, 1970, 208.
5. Weiner R., Klein G.: Metalloberfl. 9, 1955, Bl.
6. Hofer E.M. i in.: J.Electrochem. Soc., 112, 1965, 1145.
7. Vermilyea D.A.: J.Chem.Phys., 25, 1956, 1254.
8. Bockris J.O'M., Damjanovic A.: The Mechanism of the Electrodeposition of Metals, "Modern Aspects of Electrochemistry", 3, 1964, 260.
9. Eichkorn G., Fischer H.: Z.Phys.Chem. N.F. 53, 1967, 29.
10. Baltz A.: IEEE Trans. Magnetics, Mag-5, 1969, 2.
11. McInnis R.D., Gow K.V.: Plating, 57, 1970, 626.
12. Guthbertson J.W. i in.: Trans.Electrochem.Soc., 100, 1953, 107. cyt. w Handbuch der Elektrotechnik, wyd. C. Hanser, Monachium 1966 – t.II, 511.
13. Fischer H.: Z.Elektrochem., 54, 1950, 459.
14. Niepublikowane wyniki prac własnych.
15. Tymowski J.: Zesz.Nauk.Polit.Śl., "Mechanika" 38, 1969.
16. Raub E.: Metalloberfl. 7, 1953, 17A.
17. Gorbunowa K.M., Połukarow J.M.: Elektroosażdenije mietałłow i spławow", 1, Moskwa, 1966, 80.
18. Raub E.: Metalloberfl., 10, 1956, 65.
19. Raub E., Sautter F.: Metalloberfl., 13, 1959, 129.
20. Chessin H.:"Eisen", Handbuch der Galvanotechnik, C. Hanser, Monachium, 1966, 446.
21. Fedotiew N.P., Tichonow K.I.: Ż.Prikł.Chim., 44, 1971, 1828.
22. Elze J.: Metall, 9, 1955, 104.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ОБРАЗОВАННЫХ В ВИДЕ СЛОЕВ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Р е з ю м е

В статье рассматриваются особенности структуры и фазового состава легированных электролитических осадков. Обсуждается восможность термической обработки легированных покрытии, через распад пересыщенных твердых растворов или рекристаллизацию. Приведены основные факторы спределяющие механические свойства осадков.

THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALLOYS PRODUCED AS ELECTROLITICALLY DEPOSITED LAYERS

S u m m a r y

The alloy electrodeposits show particular characteristics of structure and phase composition as compared with thermally prepared alloys. Some of these characteristics concern electrodeposits in general. Possibilities of heat treatment of the alloy coatings are discussed, as well as the main factors determining the mechanical properties of deposits.