



Eclética Química

ISSN: 0100-4670

atadorno@iq.unesp.br

Universidade Estadual Paulista Júlio de
Mesquita Filho
Brasil

Acciari, Heloísa Andréa; Brett, Christopher M. A.; Guastaldi, Antonio Carlos
Resistência à corrosão das fases presentes em amálgamas dentários
Eclética Química, vol. 26, núm. 1, 2001, p. 0
Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho
Araraquara, Brasil

Disponível em: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=42902610>

- Como citar este artigo
- Número completo
- Mais artigos
- Home da revista no Redalyc

redalyc.org

Sistema de Informação Científica

Rede de Revistas Científicas da América Latina, Caribe, Espanha e Portugal

Projeto acadêmico sem fins lucrativos desenvolvido no âmbito da iniciativa Acesso Aberto

RESISTÊNCIA À CORROSÃO DAS FASES PRESENTES EM AMÁLGAMAS DENTÁRIOS

Heloísa Andréa ACCIARI ^{*,**}

Antonio Carlos GUASTALDI ^{*}

Christopher M. A. BRETT ^{**}

RESUMO: Neste trabalho avaliou-se a resistência à corrosão em solução salina das fases presentes na microestrutura de amálgamas dentários comerciais: γ_1 -Ag₂Hg₃, o eutético Ag-Cu e γ_2 -Sn₇₋₈Hg, empregando-se técnicas eletroquímicas de potencial a circuito aberto com o tempo, de polarização potenciodinâmica e de espectroscopia de impedância eletroquímica. As ligas metálicas em estudo já foram caracterizadas em um trabalho prévio, por meio de microscopia eletrônica de varredura e difratometria de raios X. A resistência à corrosão se origina da formação de filmes passivos na superfície metálica e parece estar determinada pela natureza rugosa e porosa das superfícies.

PALAVRAS-CHAVE: amálgamas dentários, corrosão em meio de cloreto, polarização potenciodinâmica, espectroscopia de impedância eletroquímica.

Introdução

O amálgama dentário, uma mistura de mercúrio com uma liga metálica original à base de prata, foi o material mais amplamente usado por mais de um século⁴.

Em 1979, o número de restaurações de amálgamas realizadas por dentistas nos Estados Unidos foi estimado em 157 milhões¹⁰. Durante os últimos vinte anos, o seu uso tem estado em declínio, em grande parte pela diminuição da incidência de cáries dentárias. Em 1991, o número de restaurações de amálgamas foi estimado em aproximadamente 96 milhões¹⁰. Apesar disso, ainda se constitui dentro da Odontologia, o material mais utilizado, por ser de fácil manipulação, elevada resistência mecânica e baixo custo⁸.

Os amálgamas dentários sofrem corrosão localizada. Este tipo de corrosão está frequentemente associada com poros, frestas e contornos de grãos. As velocidades de corrosão dependem da composição das ligas e das concentrações de íons cloreto e de oxigênio da saliva.

A grande diversidade de amálgamas comerciais, suas complexas estruturas metalúrgicas, a constante variação na composição da saliva natural e as variáveis que condicionam os experimentos *in vitro* impedem a interpretação da corrosão como um processo global. Como consequência, limita-se o conhecimento principalmente sobre as transformações microestruturais que ocorrem na superfície antes e após o início do processo corrosivo, que estão associadas à formação de uma camada de óxidos e hidróxidos de cobre e estanho presentes na microestrutura destes materiais. O complicado processo de eletrodissolução pode ser interpretado como sendo a soma de dois ou mais processos eletródicos e a posterior formação de um filme de produtos de corrosão. A caracterização e identificação dos produtos de corrosão se transformam no principal objetivo para a determinação da suscetibilidade à corrosão das fases constituintes do amálgama^{1, 2}.

A microestrutura dos amálgamas dentários consiste de partículas não reagidas da liga original (γ -Ag₃Sn, Ag-Cu, ϵ -Cu₃Sn e η -Cu₆Sn₅) e dos produtos da reação de amalgamação (γ_1 -Ag₂Hg₃ e γ_2 -Sn₇₋₈Hg)¹⁰.

Dada a sua natureza multifásica, para este estudo foram elaboradas ligas metálicas binárias com composições químicas correspondentes às fases presentes em sua microestrutura.

Foram escolhidas as fases: γ_1 -Ag₂Hg₃ por ser a fase matriz da microestrutura de amálgamas dentários, γ_2 -Sn₇₋₈Hg por ser a mais suscetível à corrosão dentre todas aquelas que compõem a microestrutura dos amálgamas dentários de acordo com a literatura especializada⁷, além da composição eutética Ag-Cu (72%Ag,28%Cu) por ser um componente adicionado às ligas mais modernas com o objetivo de reduzir a quantidade de γ_2 -Sn₇₋₈Hg formada durante a reação de amalgamação e, neste sentido, aumentar a resistência à corrosão no meio bucal.

Análises metalográficas utilizando-se técnicas de microscopia eletrônica de varredura com análise elementar semiquantitativa, mostraram que em alguns tipos de amálgamas que não possuem a fase γ_2 -Sn₇₋₈Hg, as regiões preferencialmente atacadas pela corrosão são bem definidas em torno das partículas do eutético Ag-Cu. Ataque similar também foi

observado na fase η' -Cu₆Sn₅, sendo esta última preferencialmente corroída após imersão em solução de Ringer¹³.

Este trabalho consiste de um estudo da resistência à corrosão relativa destas fases microestruturais em meio salino, utilizando-se técnicas eletroquímicas de potencial a circuito aberto com o tempo, de polarização potenciodinâmica e de espectroscopia de impedância eletroquímica, em solução aerada de NaCl 0,9%, que simula a agressividade do ambiente bucal.

Material e Método

Numa primeira etapa, foram elaboradas as ligas metálicas binárias com composições químicas correspondentes a cada uma das fases presentes na microestrutura de amálgamas dentários comerciais, caracterizadas quanto a morfologia por meio de microscopia eletrônica de varredura e difratometria de raios X. A descrição em detalhes está contida em um trabalho prévio³.

Para os ensaios de corrosão foram preparados eletrodos de trabalho a partir dos corpos-de-prova obtidos, os quais foram embebidos em resina polimérica, com uma de suas faces planas exposta, de área aproximada a 0,3 cm². O polimento da superfície foi feito com lixas de diferentes granulações (600, 1000 e 1500), em seguida, foram lavadas com água destilada utilizando banho de ultra-som por 10 minutos.

Utilizou-se uma célula eletroquímica convencional contendo solução de NaCl 0,9% aerada e sem controle atmosférico, que simula a agressividade do ambiente bucal, com três eletrodos, sendo o contra-eletrodo uma folha de Pt e o eletrodo de referência, calomelano saturado (ECS).

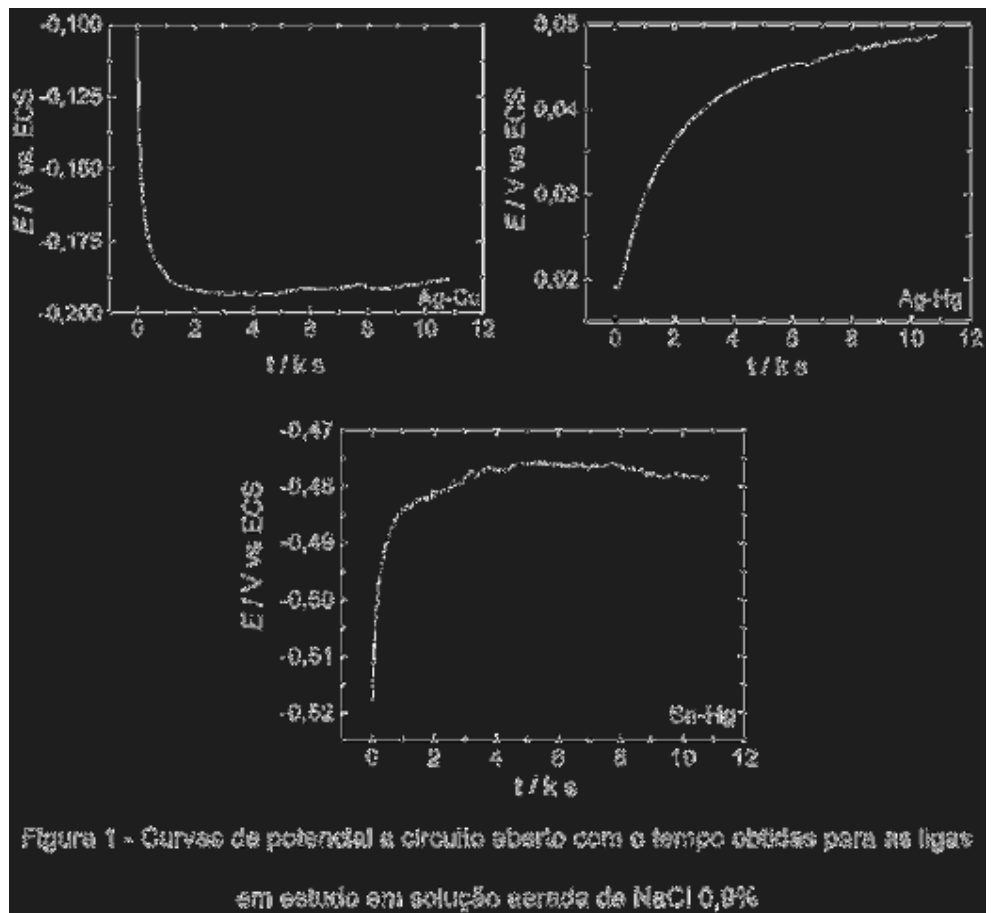
As medidas eletroquímicas de corrosão foram realizadas com um potenciostato Solartron SI 1287. As curvas potenciodinâmicas foram obtidas a 2,5 mV s⁻¹.

As medidas de impedância foram registradas usando-se um analisador de resposta de frequência Solartron 1250 acoplado a uma interface eletroquímica Solartron 1286, utilizando-se uma perturbação de 10 mV na faixa de frequência que variou de 65 kHz a 0,1 Hz, com obtenção de 5 pontos por década de frequência e controlados pelo "software ZPlot". Os ajustes foram realizados pelo "software ZSim CNLS".

Resultados e Discussão

- Medidas de Potencial a Circuito Aberto com o Tempo

A [figura 1](#) ilustra as curvas de potencial a circuito aberto com o tempo obtidas para os sistemas em estudo.

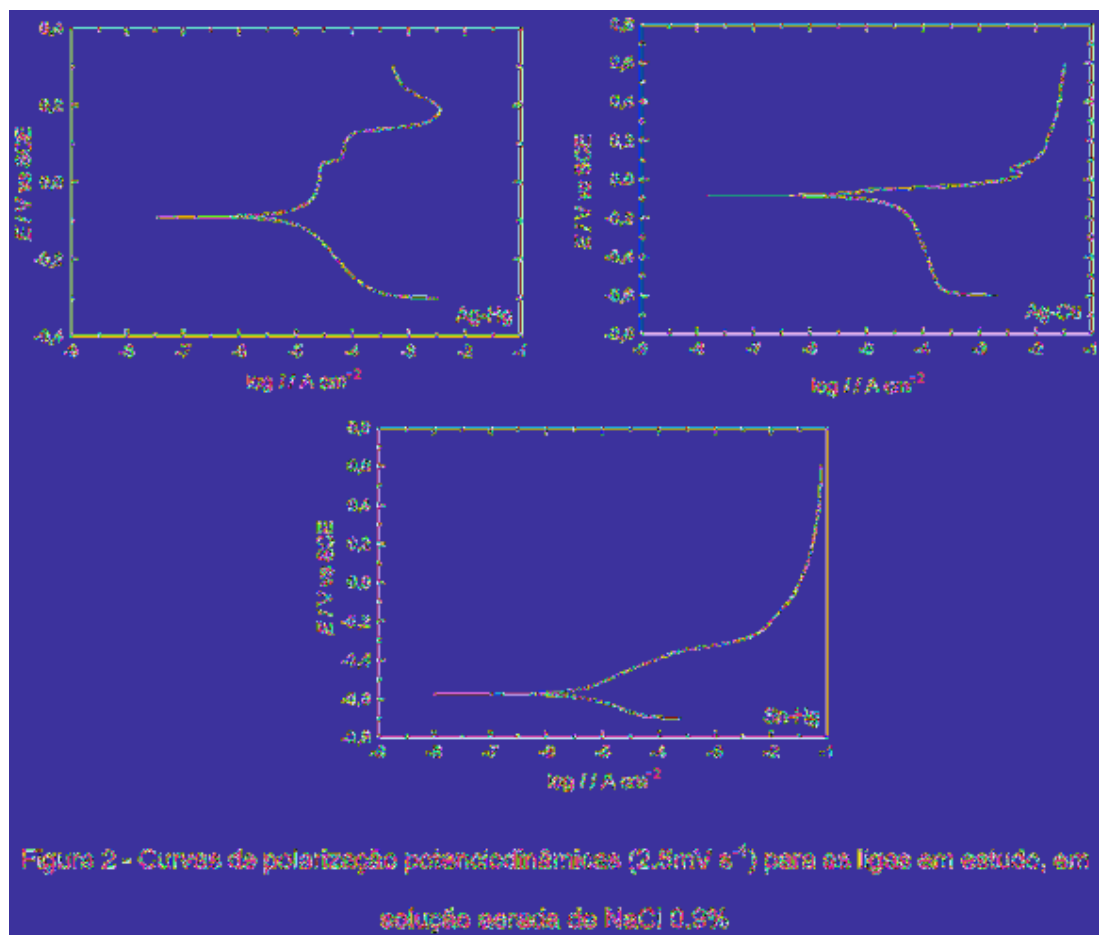


Para Ag-Cu observou-se uma diminuição do potencial até se atingir a região de estabilização do mesmo indicativo de corrosão generalizada com ruptura de filme, assim que expostas ao meio eletrolítico¹¹. Nos casos de Ag-Hg e Sn-Hg, observou-se um aumento do potencial imediatamente após a imersão em solução salina, até se atingir a região de estabilização do potencial, indicando a formação de um filme protetor

sobre a superfície metálica. Em geral, ligas metálicas que apresentam este tipo de comportamento, possuem boa resistência à corrosão e grande estabilidade em meios agressivos¹¹.

- Curvas de Polarização

De acordo com o comportamento potenciodinâmico de Ag-Cu, representado pela [figura 2](#), pode-se observar uma região de densidade de corrente constante em torno de $10^{-2} \text{ A cm}^{-2}$ entre -50 e +50mV (ECS). A curva de polarização catódica desta fase mostra uma inclinação de Tafel seguida de uma região controlada pela difusão.



O aumento na densidade de corrente com a polarização anódica desta liga não significa necessariamente que esta fase oxida-se ativamente

em solução salina, desde que os transientes corrente-tempo desta fase a cada potencial entre o potencial de corrosão e -50mV indique a ocorrência de absorção de íon Cl^- . De acordo com a literatura¹³ Cu_2O cresce em cobre puro como um produto primário da corrosão no seu potencial de corrosão em solução de cloreto de sódio aerada. Este filme é altamente poroso conduzindo assim, à uma proteção não efetiva frente à corrosão. Devido à alta condutividade eletrônica de Cu_2O e à difusão de íons cobre ao longo dos poros, a corrente aumenta com a polarização anódica¹³.

O cobre está associado com os amálgamas dentários na forma de Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn , Cu_xSn_y e Ag-Cu. A região de passividade ocorre entre -250 e 0mV, indicando a formação de um filme anódico de coloração esverdeada. A formação do filme de reação contendo ambos óxidos de cobre e cloretos sobre o cobre ou sobre ligas à base de cobre em solução de cloreto de sódio é muito provável indicando inicialmente a formação de uma solução de cloreto ou óxido Cu_2O seguida pela formação de CuCl . Estudos prévios têm identificado produtos como $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl} \cdot \text{Cu}_2\text{O}$ ¹³. O aumento observado na densidade de corrente acima de 0 mV pode ser devido à dissolução do filme formado pelos produtos de corrosão.

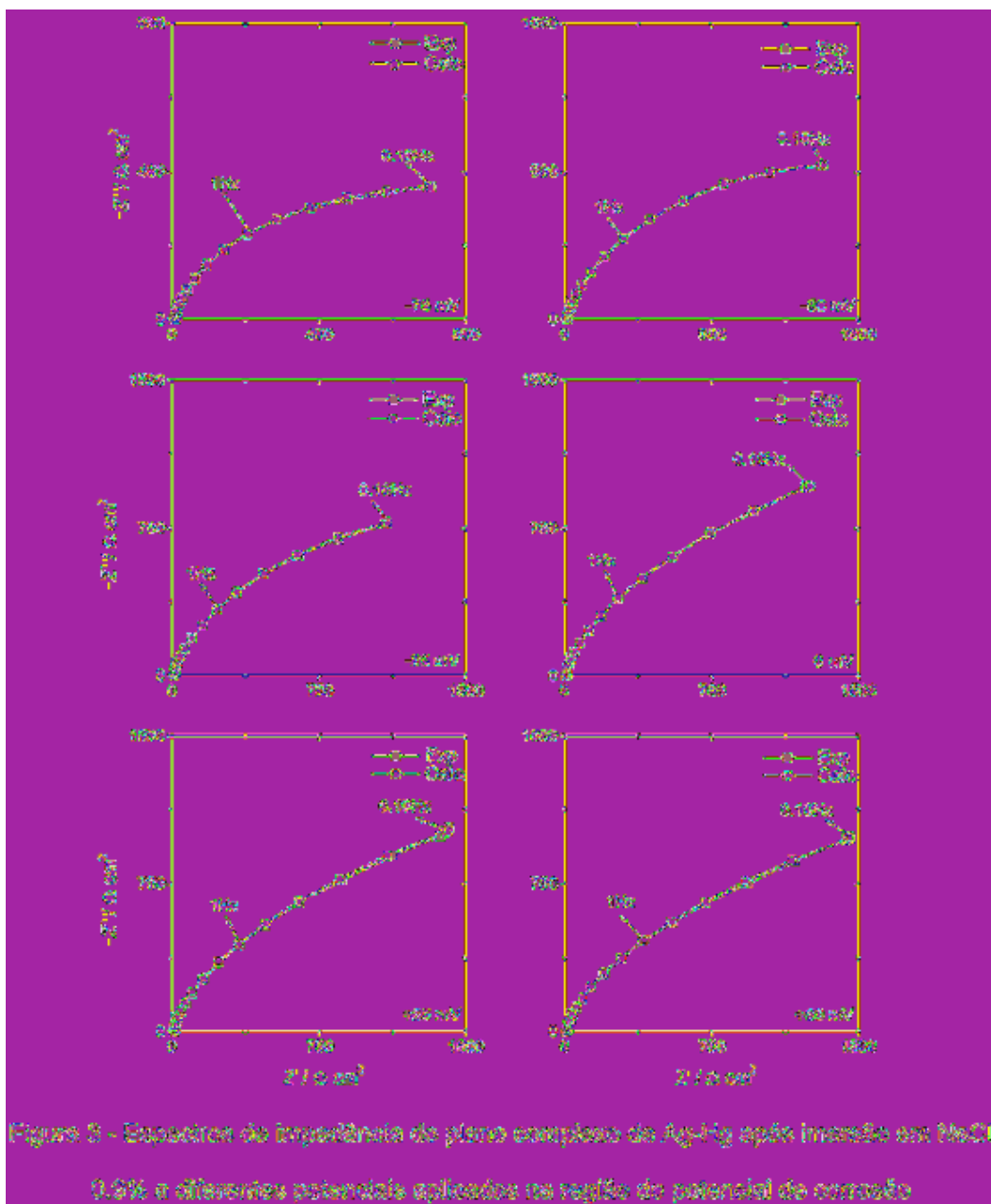
O sistema Ag-Hg apresenta uma região de densidade de corrente constante entre os potenciais -50 e +50 mV. O pico na densidade de corrente a +130 mV pode estar relacionado à formação de Hg_2Cl_2 , embora possa existir alguma contribuição para AgCl. Os potenciais de equilíbrio de Ag/AgCl e Hg/ Hg_2Cl_2 estão muito próximos um do outro em relação ao potencial padrão de hidrogênio. O aumento na densidade de corrente com a polarização acima de +150 mV pode ser devido à natureza do filme, desde que, ambos AgCl e Hg_2Cl_2 sejam descontínuos e, conseqüentemente, ofereçam pouca resistência à passagem de corrente.

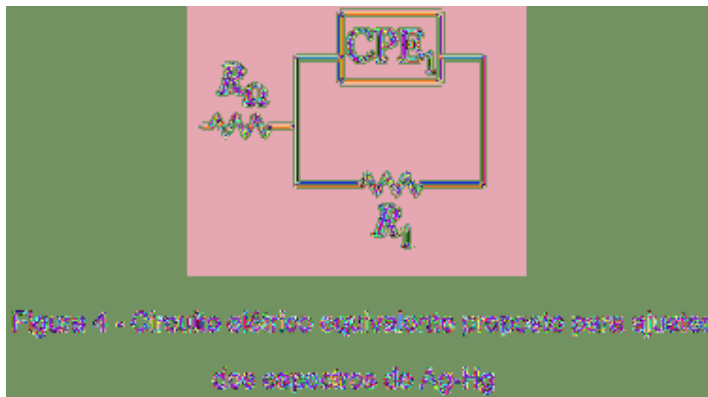
O perfil da curva E vs. $\log I$ registrado para o sistema Sn-Hg apresentou um aumento contínuo na densidade de corrente com a polarização alcançando um máximo equivalente a aproximadamente $10^{-2} \text{ A cm}^{-2}$. A potenciais mais positivos, a densidade de corrente assume um valor aproximadamente constante, indicando a formação de um filme de óxido ou hidróxido.

- *Medidas de Impedância Eletroquímica*

Ag-Hg

De acordo com os diagramas de impedância obtidos para o sistema Ag-Hg, [figura 3](#), observa-se apenas uma constante de tempo que tende a ser ligeiramente mais resistiva com o aumento do potencial. Os ajustes destes espectros foram efetuados utilizando-se o modelo de circuito elétrico equivalente representado pela [figura 4](#), composto além da resistência da célula, R_{Ω} , de uma associação em paralelo da resistência de polarização, neste caso representada por R_1 , com a capacitância da dupla-camada elétrica, C_{DL} . Esta capacitância foi modelada usando um elemento de fase constante (CPE) com o objetivo de considerar também o comportamento eletroquímico de sistemas que não correspondem exatamente a uma pura capacitância, considerando assim, o expoente da frequência angular α . Este parâmetro pode ser discutido em termos de fenômeno difusional e morfologia superficial, dada a sua natureza rugosa.





A [tabela 1](#) apresenta os resultados dos ajustes efetuados, onde se pode observar um ligeiro aumento da resistência de polarização com o aumento do potencial. Os valores de α obtidos (≈ 0.5) podem ser explicados pela variação da resistência de um filme de produtos de corrosão aderentes à superfície, combinada com a alta porosidade⁶.

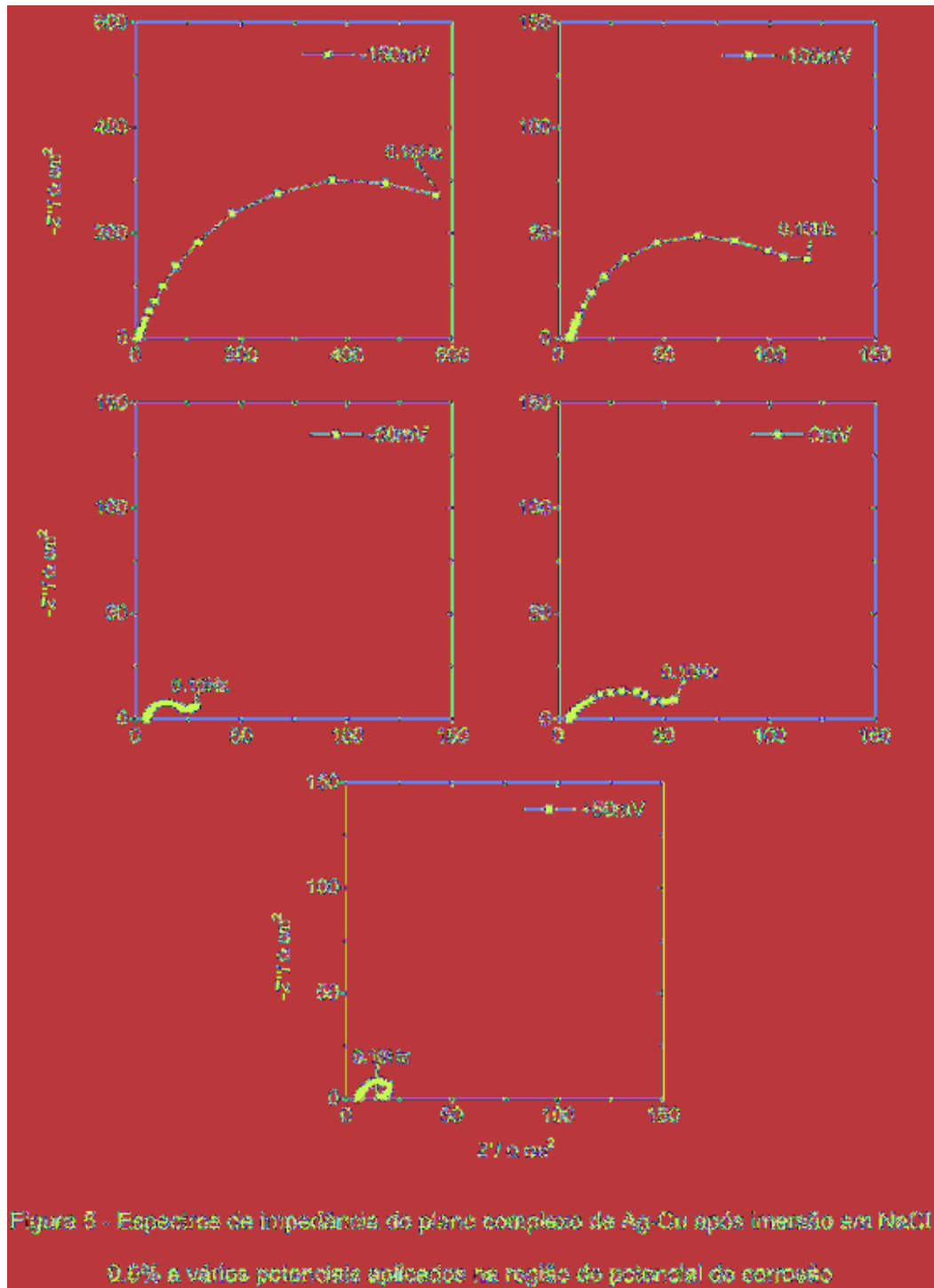
Tabela 1 - Resultados dos ajustes dos espectros de impedância para Ag-Hg a diferentes potenciais aplicados

E (EEN) / mV	R_0 / $\Omega \text{ cm}^2$	CPE_1 / mF cm^{-2}	α
-75	1,84	0,914	0,482
-60	2,12	0,881	0,519
-45	3,01	0,666	0,514
0	3,70	0,584	0,488
+30	6,49	0,551	0,538
+60	6,76	0,534	0,416

$R_{sc} = 0,48 \Omega \text{ cm}^2$

Ag-Cu

A [figura 5](#) ilustra os espectros de impedância obtidos no plano complexo para a liga de composição eutética Ag-Cu, a vários potenciais aplicados na região do potencial de corrosão. A -100 mV, observa-se o aparecimento de uma segunda constante de tempo, com uma componente com características difusionais e que permanece até 0 mV. A +50 mV, observa-se uma diminuição no valor de R_p , na região de baixas frequências, sendo esta uma indicação do aparecimento de um processo de corrosão por pites⁹.



Resultados dos ajustes dos espectros de impedância para a liga de composição eutética Ag-Cu (efetuados somente a -150, -100 e -50 mV)

são mostrados de acordo com os formatos de gráficos do plano complexo e de Bode como função do potencial, nas [figuras 6 e 7](#), respectivamente. Os espectros obtidos a -150 e -100 mV, com apenas uma componente, foram ajustados com o circuito da [figura 4](#). A -50 mV, os ajustes foram efetuados pelo circuito apresentado na [figura 8](#).

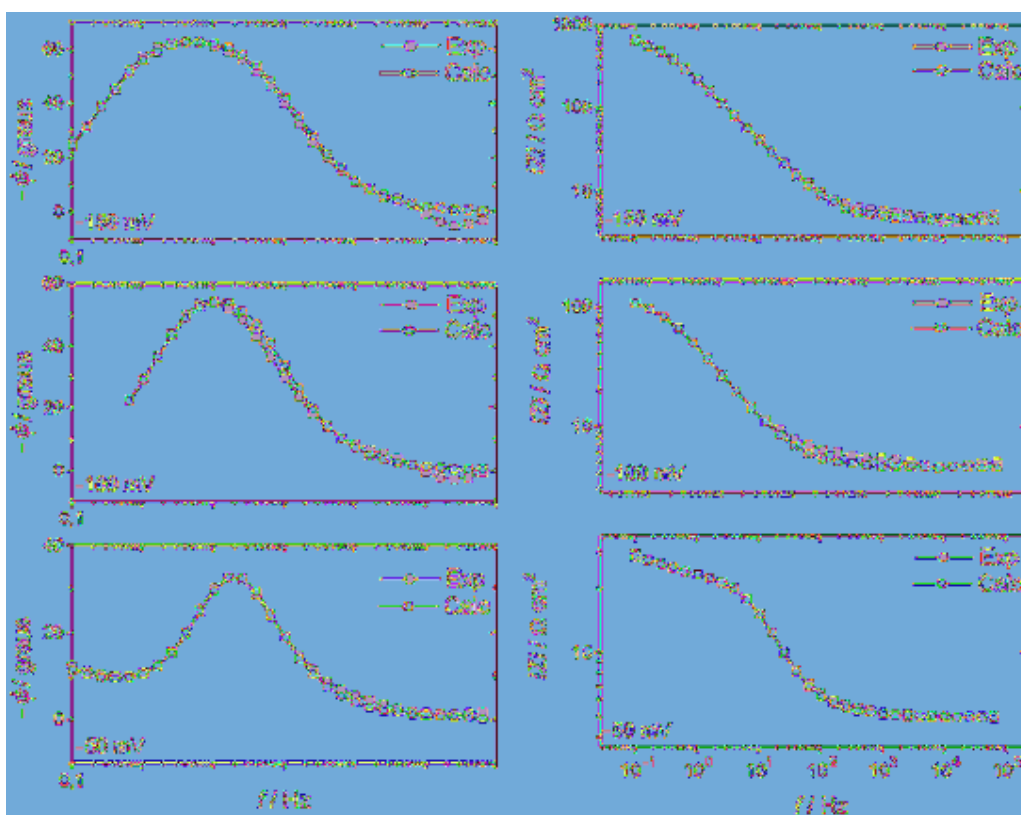
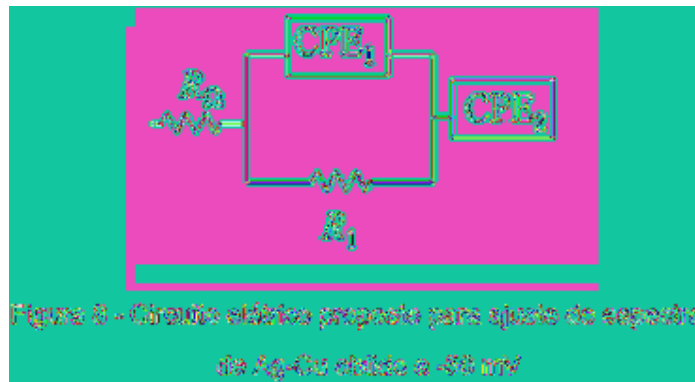


Figura 7- Espectros de impedância de Ag-Cu após imersão em NaCl 0,5%, a diferentes potenciais aplicados na região do potencial de corrosão. Formato de Bode



A forma das curvas de impedância e a dependência com o potencial têm sugerido que o espectro pode somente ser interpretado por um modelo que considera ambos os efeitos da transferência de carga e transporte de massa.

Um aspecto importante deste modelo é o efeito da camada de produtos de corrosão porosa em decorrência do mecanismo da corrosão e que pode estar associada a um processo difusional, modelado pela inserção do elemento CPE_2 no circuito elétrico, sendo esta segunda componente observável somente na região de baixas frequências, a -50 mV, Outro aspecto importante é a significativa diminuição no valor da resistência de polarização, R_p , representada por R_1 no circuito elétrico equivalente, cujos valores podem ser observados na [tabela 2](#).

Tabela 2 - Resultados dos ajustes dos espectros de impedância para Ag-Cu a diferentes potenciais aplicados

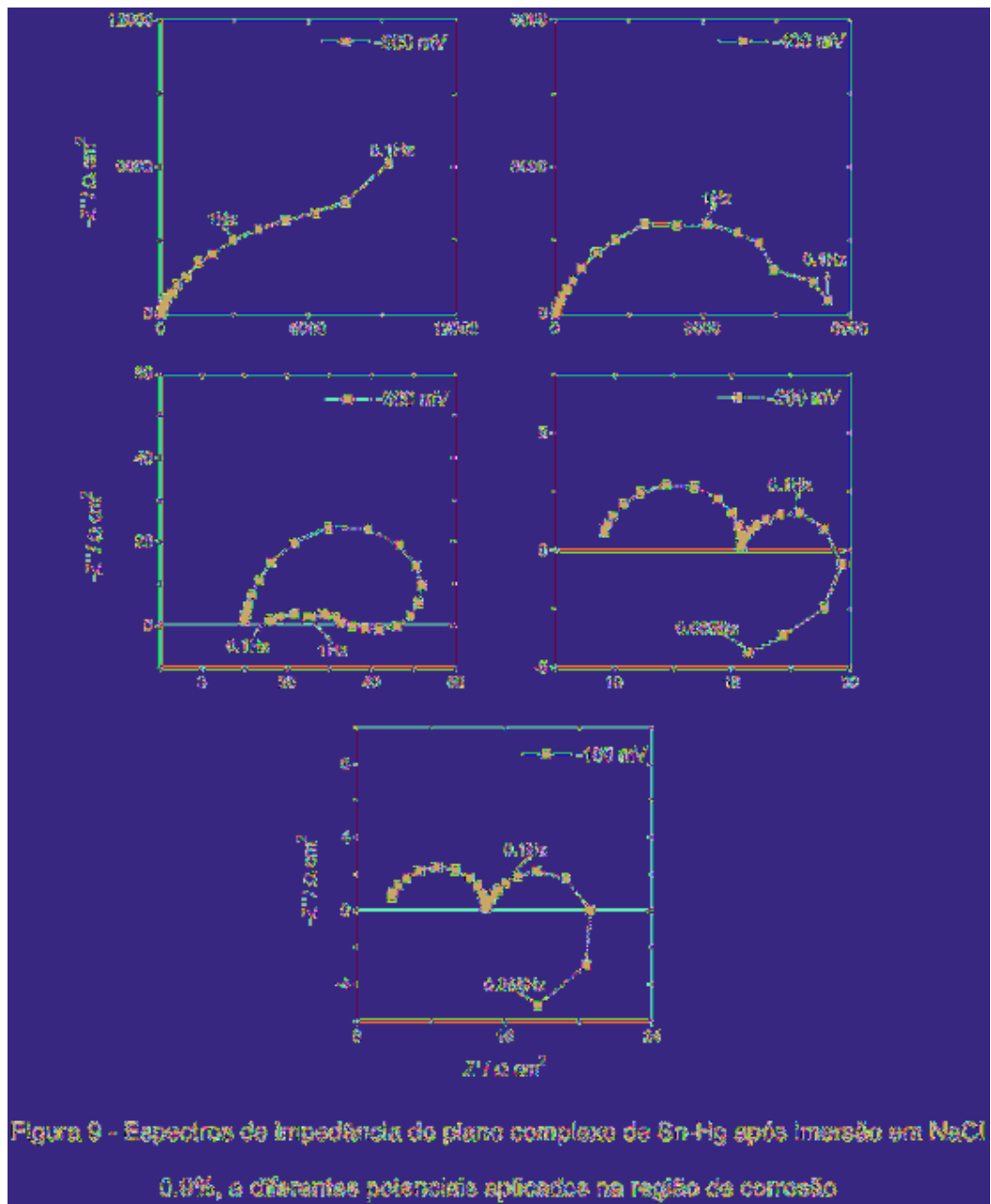
E (EGS)	R_0	R_1	CPE_1	α_1	CPE_2	α_2
mV	$\Omega \text{ cm}^2$	$\Omega \text{ cm}^2$	mF cm^2		mF cm^2	
-100	4,30	649	0,975	0,75	---	---
-100	4,30	192	1,28	0,81	---	---
-95	4,82	10,9	1,86	0,60	0,124	0,50

Os espectros obtidos e modelados segundo as [figuras 6](#) e [7](#), que representam os formatos do plano complexo e de Bode respectivamente, são dominados pela capacitância de uma superfície de natureza porosa, que permanece praticamente constante ao longo da variação de potencial. De acordo com os dois formatos de gráficos apresentados, foi observada uma boa concordância entre os valores experimentais e calculados.

Em particular, a primeira componente é determinada pela resistência de transferência de carga (representada por R_1) e pela capacitância da dupla-camada elétrica, C_{DL} (melhor representada por um CPE_1) enquanto que a segunda componente está provavelmente relacionada ao processo difusional em uma superfície sólida (CPE_2).

Sn-Hg

Considerando as medidas de impedância da liga metálica Sn-Hg, [figura 9](#), é possível observar a dependência do potencial nas medidas das respostas de frequência, com evidência de duas constantes de tempo a -500 mV, próximo do potencial de corrosão como ilustrado na [figura 2](#). O primeiro processo corresponde à transferência de carga e o segundo representa um fenômeno difusional.



As distorções observadas no formato do plano complexo, a -300 mV, na mesma figura, são marcadas pela diminuição no módulo de impedância, especialmente na região de baixas frequências, o que pode estar associado com o início de um processo de formação e crescimento de pites⁶. No limite a baixas frequências, o pite pode ser considerado como um pequeno disco condutor embebido em um plano isolante⁹.

Os metais passiváveis têm significado prático por apresentarem altas resistências aos meios corrosivos pelo fato de possuírem um filme protetor que se forma sobre suas superfícies. A característica protetora destes filmes pode ser uma representação comum da passividade, embora a espessura do filme varie de acordo com o material e com o meio empregado.

Em meios ácidos, contendo íons agressivos, tais como íons haleto, os filmes passivos são, às vezes, destruídos em regiões preferenciais, podendo ocorrer a corrosão por pites. Em particular, os sinais eletroquímicos que são observados durante o período de indução de corrosão por pites estão relacionados aos processos de dissolução e redeposição ou, à completa destruição do filme passivo, de interesse no estudo do mecanismo da corrosão⁵.

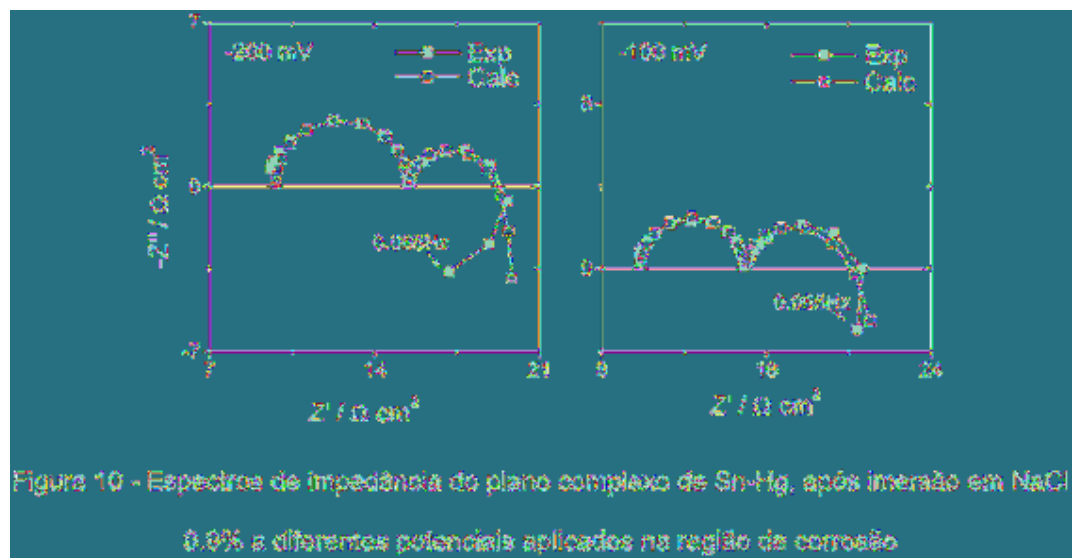
De uma maneira geral, respostas de frequência do tipo indutivo têm sido observadas nas medidas de impedância eletroquímica para vários sistemas que sofrem corrosão. Tal comportamento é caracterizado por uma parte do espectro de impedância aparecendo no quarto quadrante quando os dados são construídos no formato do plano complexo. Existem controvérsias na interpretação e modelamento de tais respostas para se obter velocidades de corrosão até quando é demonstrada a linearidade entre os sinais de "entrada e saída" ¹⁴.

Quando o sistema é pobremente caracterizado, o modelamento cinético torna-se impossível. Fazendo uso apropriado de circuitos elétricos, pode-se ter um método efetivo para a estimativa da resistência de transferência de carga e, desta forma, para a velocidade de corrosão para tal sistema¹⁴.

Resultados de vários estudos mostram que se pode assumir um mecanismo derivado de um processo de difusão em direção a uma superfície eletródica parcialmente bloqueada¹³. Esta aproximação permite levar em conta o efeito da não-homogeneidade de uma superfície que está sendo submetida à corrosão na resposta de frequência. A teoria do eletrodo parcialmente bloqueado é uma presente dificuldade para simular a resposta de frequência para sistemas em que o meio corrosivo é indefinido¹⁴.

Vários grupos de trabalhos têm mostrado que um modelo denominado por um comportamento pseudo-indutivo pode surgir de uma reação de corrosão envolvendo uma espécie eletroativa e um intermediário adsorvido^{9, 14, 15}.

As [figuras 10](#) e [11](#) mostram que os espectros obtidos a -200 e -100 mV podem ser ajustados de acordo com o circuito elétrico equivalente ilustrado pela [figura 12](#), proposto para modelar uma resposta do tipo "pseudo-indutiva". Na presente análise, os valores de resistência de polarização são apresentados na [tabela 3](#), junto com os demais resultados dos ajustes efetuados.



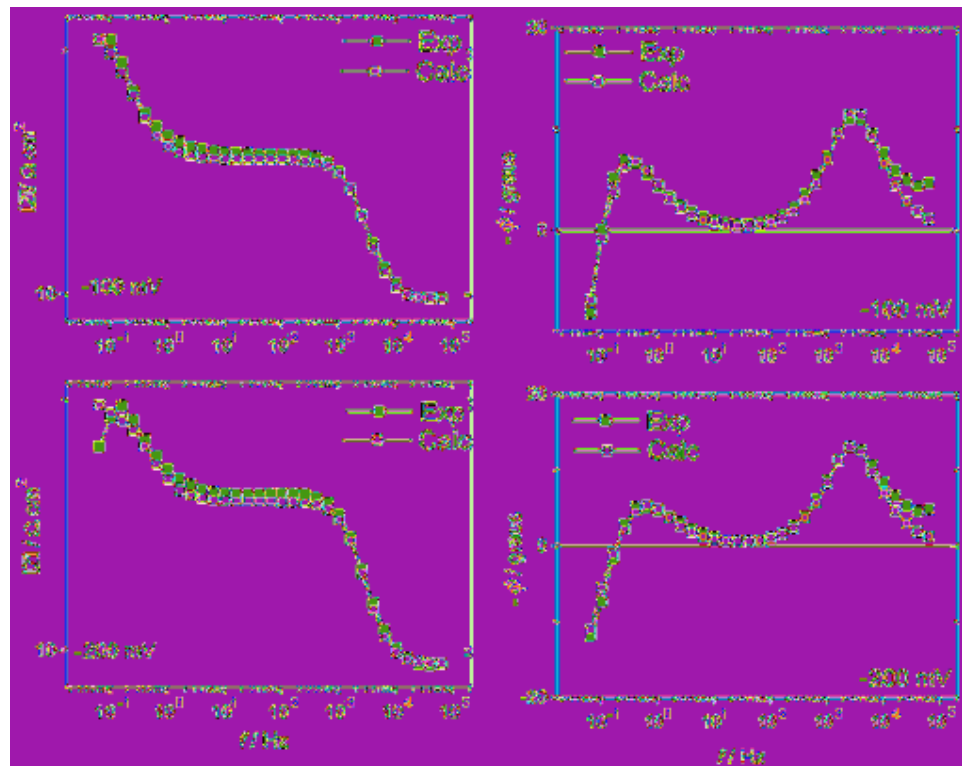


Figura 11 - Espectros de impedância de Sn-Hg após 10 min de imersão em NaCl 3,0% a diferentes potenciais aplicados na região de corrosão. Ferramenta de Randles

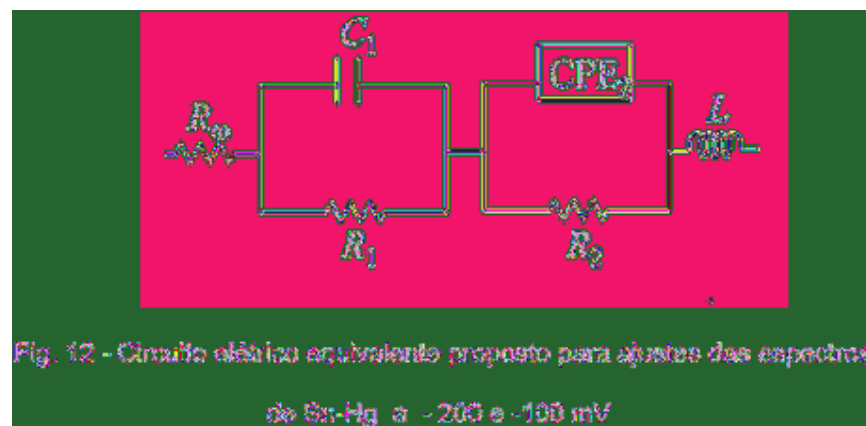


Fig. 12 - Circuito elétrico equivalente proposto para ajustes das espectros de Sn-Hg a -200 e -100 mV

Tabela 8- Resultados dos ajustes dos espectros de impedância obtidos para Sn-Hg a diferentes potenciais eletrolíticas

E (VCS)	R_0	R_1	C_1	CPE_2	R_2	n_2	R_3	C_3
mV	$\Omega \text{ cm}^2$	$\Omega \text{ cm}^2$	$\mu \text{ F cm}^2$	m F cm^2	$\Omega \text{ cm}^2$		$\text{M} \Omega \text{ cm}^2$	M F cm^2
-100	9,75	6,01	12,3	107	7,02	0,82	3,76	-94,0
-200	9,75	5,88	12,1	78,0	3,56	0,95	2,16	-10,0

Como hipótese, estas resistências podem estar relacionadas com a corrente de corrosão. Os diferentes valores encontrados mostram que a corrente deve ser dependente de dois parâmetros; um sendo o potencial e o outro sendo ela mesma dependente do potencial e do tempo, pela formação de um filme protetor, também observado visualmente, bloqueando parcialmente a superfície metálica.

De acordo com os formatos de gráficos apresentados para as respostas de impedância, [figuras 10](#) e [11](#) respectivamente, é possível observar três constantes de tempo dentro da faixa de frequência estudada, a potenciais que representam o início da formação de um filme constituído pelos produtos de corrosão, que tende a se tornar espesso sobre a superfície metálica.

A primeira componente pode ser determinada pela resistência de transferência de carga, neste caso representada por R_1 , e pela capacitância da dupla-camada elétrica (representada por C_1), modelada pela associação em paralelo destes dois elementos. A segunda componente, modelada com a inserção de um elemento de fase constante (CPE_2) no lugar da capacitância da dupla-camada, pode estar associada a um processo difusional relacionado ao transporte de massa (evidente a -500 mV, [figura 9](#)). A terceira componente com características pseudo-indutivas, obtida a baixas frequências, parece ser dependente do potencial e pode estar associada ao bloqueio da superfície eletrodica originado pela aderência de produtos de corrosão insolúveis no meio estudado (evidente a -200 e -100 mV).

Alguns destes produtos de corrosão, tal como SnO_2 , são semicondutores¹². Os valores para capacitância de um semicondutor oscilam entre nF/cm^2 e $\mu\text{F/cm}^2$. Para uma região coberta com óxidos, a

capacitância global pode ser definida pela resultante de duas capacitâncias (o semicondutor e a dupla-camada) em série¹².

O elemento indutivo L representa, neste caso, a associação em paralelo de uma resistência e capacitância, R_3 e C_3 , com valores de $C_3 < 0$, necessários para o ajuste da terceira componente pseudoindutiva.

Conclusão

As medidas de impedância realizadas a potenciais próximos do potencial de corrosão conduziram a espectros capacitivos e distorcidos, com características difusionais obtidas para Ag-Cu e Sn-Hg. Os valores obtidos dos ajustes sugerem uma boa resistência à corrosão no potencial de circuito aberto com valores de R_p da ordem de magnitude de 1 a 20 $k\Omega\text{ cm}^2$, aproximadamente.

A rugosidade superficial é maior para Ag-Hg, quando comparada com as outras ligas em estudo, constatada pelos valores de a obtidos dos ajustes dos espectros de impedância. Os valores de capacitância também são maiores, em torno de 1 mF cm^{-2} , obtidos também para Ag-Cu, quando comparados com Sn-Hg que apresentou um valor em torno de 100 - 200 $\mu\text{F cm}^{-2}$. Esta diminuição pode ser explicada pela presença de estanho na liga, devido a aderência de óxidos de estanho que bloqueiam parcialmente a superfície eletródica.

Em geral, distorções nos espectros de impedância podem ser causadas: pela influência da natureza rugosa; como foi observado para Ag-Hg, adição de um fenômeno difusional; para Ag-Cu e ainda, ocorrência de um fenômeno de adsorção a uma superfície parcialmente bloqueada, para Sn-Hg.

Agradecimentos

H. A. A. agradece à FAPESP pela bolsa de doutoramento, processo n. 97/12217-0.

ACCIARI, H.A. et al. Corrosion resistance of the phases presents in dental amalgams. *Ecl. Quím.* (São Paulo), v.26, p. , 2001.

ABSTRACT: In this work, the corrosion resistance behavior of three of their phases presents in dental amalgam has been investigated: γ_1 -Ag₂Hg₃ (the matrix phase in the microstructure), γ_2 -Sn₇₋₈Hg (the phase most susceptible to corrosion in the oral cavity, according to the literature) and Ag-Cu eutectic (the component of the more modern powder alloys, the objective being to reduce the quantity of γ_2 -Sn₇₋₈Hg formed during the amalgamation and in this way increase its corrosion resistance). Electrochemical measurements were carried out in 0,9% aqueous sodium chloride in order to simulate the aggressivity of the oral cavity, using open circuit potential measurements, polarization curves and electrochemical impedance. The corrosion resistance exhibited by alloys can be associated with formation of a corrosion layer and seems to be dominated by the presence of a porous layer in the surface.

KEYWORDS: dental amalgam, chloride corrosion, potentiodynamic polarization, electrochemical impedance spectroscopy (EIS).

Referências Bibliográficas

1 Acciari, H. A.; Codaro, E. N.; Guastaldi, A. C. A comparative study of the corrosion of high copper dental amalgams. *Mat. Lett.*, v. 36, p.148-51, 1998.

2 Acciari, H. A.; Guastaldi, A. C.; Brett, C. M. A. Corrosion of dental amalgams: electrochemical study of Ag-Hg, Ag-Sn and Sn-Hg phases. *Electrochim Acta. In Press.*

3 Acciari, H. A.; Rocha-Sousa, L.; Guastaldi, A. C. Parte I: amálgamas dentários - caracterização microestrutural de suas fases constituintes. *Ciência & Tecnologia dos Materiais - Revista Sociedade Portuguesa Materiais*, v. 11, p.13-9, 1999.

4 ADA COUNCIL ON SCIENTIFIC AFFAIRS *Dental amalgam: updat on safety concerns. J. Amer. Dent. Assoc.*, v.129, p.494-503, 1998.

5 Asanuma, M.; Aogaki, R. Morphological pattern formation in pitting corrosion. *J. Electroanal. Chem.*, v. 396, p.241-9, 1995.

- 6 Brett, C. M. A., Oliveira Brett, A. M. *Electrochemistry. Principles, methods and applications*, Oxford: Oxford University Press. Chapter 11. 1993.
- 7 Brune, D. Corrosion of amalgams. *Scand. J. Dent. Res.*, v. 89, p.506-14, 1981.
- 8 Corbin, S. B.; Kohn, W. G. The benefits and risks of dental amalgam. *J. Amer. Dent. Ass.*, v. 125, p.381-8, 1994.
- 9 Gabrielli, G. C.; Keddam, M. Review of applications of impedance and noise analysis to uniform and localized corrosion. *Corrosion*, v. 48, p.794-811, 1992.
- 10 Gelband, H. The science and politics of dental amalgam. *Int. J. Techn. Assess. Health Care*, v. 14, p.123-34, 1998.
- 11 Hoar, T. P.; Mears, D. C. Corrosion resistant alloys in chloride solutions: materials for surgical implants. *In: Proceedings...* Royal Society. Series A, v. 294, p.486-511, 1966.
- 12 Lemaitre, L.; Moors, M.; Van Peteghem, A. P. An application of impedance techniques to corrosion research on dental amalgam. *J. Oral Rehabil.*, v. 13, p.479-85, 1986.
- 13 Lin, J.H.C. *et al.* Microstructures of Cu-rich amalgams after corrosion. *J. Dent. Res.*, v. 62, p.112-5, 1983.
- 14 Silverman, D. C. Corrosion rate estimation from pseudo-inductive electrochemical impedance response. *Corrosion*, v. 45, p.824-30, 1989.
- 15 Silverman, D. C.; Carrico, J. E. Electrochemical impedance technique - A practical tool for corrosion prediction. *Corrosion*, v. 44, p.280-7, 1988.

Recebido em 8.3.2001.
Aceito em 23.4.2001.

* Instituto de Química - UNESP - 14801-970 - Araraquara - SP - Brasil -
E-mail: guastald@iq.unesp.br

** Departamento de Química, Universidade de Coimbra, 3004-535 Coimbra, Portugal