

DESENVOLVIMENTO DE CUPRONÍQUEL Cu10Ni-3Al-1,3Fe ENDURECÍVEL POR PRECIPITAÇÃO¹

Rodrigo César Nascimento Liberto²

Rodrigo Magnabosco³

Neusa Alonso-Falleiros⁴

Resumo

O presente trabalho avaliou o efeito do envelhecimento a 550°C sobre as propriedades mecânicas e resistência à corrosão da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe, em soluções aquosas de 0,01M Na₂SO₄ e 0,0001M Na₂S.9H₂O. Após laminação a frio as amostras foram solubilizadas a 900°C por 1 h, e envelhecidas a 550°C por até 1.032 h. A partir das chapas tratadas foram retirados corpos-de-prova para ensaios de tração, microdureza Vickers (1 kgf) e ensaio de polarização. Os ensaios de tração foram realizados em equipamento MTS servo-controlado. A polarização foi realizada em superfície polida, após 5 minutos de imersão, a partir do potencial de circuito aberto e término quando atingida a densidade de corrente de 10⁻³ A/cm². Após os ensaios de polarização as amostras foram analisadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Observou-se que o máximo endurecimento das ligas foi obtido após 16 h de envelhecimento. Já nos ensaios de polarização, todas as amostras apresentaram um potencial de quebra de passividade (Eq), que está relacionado com a formação de pequenas cavidades, que lembram pites. As cavidades observadas nos ensaios em 0,01M Na₂SO₄ eram alongadas e sempre ocorriam perpendicularmente à direção de laminação, fato que não foi observado nos ensaios em 0,0001M Na₂S.9H₂O. Os resultados mostraram ainda que a presença dos precipitados nas amostras envelhecidas não provocou alteração no comportamento eletroquímico e no ataque.

Palavras-chave: Ligas cuproníquel; Ensaios eletroquímicos; Sulfato; Sulfeto.

DEVELOPMENT OF AGE-HARDENED Cu10Ni-3Al-1.3Fe CUPRONICKEL ALLOY

Abstract

This work evaluated the effects of 550°C aging treatment on mechanical properties and corrosion resistance of Cu10Ni-3Al-1.3Fe cupronickel alloy in 0.01M Na₂SO₄ or 0.0001M Na₂S.9H₂O aqueous solutions. The studied material was obtained from cold rolled alloy, which was submitted to solution treatment for 1 h at 900°C, and subsequent aging treatments at 550°C for time periods up to 1,032h. Samples were prepared from all heat treatment conditions for microstructural analysis, micro hardness measurements (Vickers 1 kgf), tension tests and polarization tests in both electrolytes. The polarization tests were conducted over polished surfaces after 5 min of immersion, from the open-circuit potential until a current density 10⁻³ A/cm². Polarized specimens were observed by optical and scanning electron microscopy. It was found that maximum hardness occurred after 16h of aging. Polarization tests of heat treatment conditions showed a passivity break potential (Eq), which can be related to the formation of pit-like small cavities on the polarized surfaces. The cavities in 0.01M Na₂SO₄ polarization were elongated and transversal to the rolling direction; however this orientation was not observed in 0.0001M Na₂S.9H₂O polarized specimens. The results also showed that aging process and the occurrence of precipitates did not affect the electrochemical behavior of the aged alloys, compared to the solution-treated condition.

Key words: Cupronickel alloys; Electrochemical tests; Sulphate; Sulphide.

¹ Contribuição técnica ao 11° Seminário de Metais Não Ferrosos, 1 a 3 de setembro de 2009, São Paulo, SP.

² Mestre, Engenheiro Mecânico – Doutorando do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, rodrigo.liberto@poli.usp.br.

³ Prof. Dr. do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI, rodrigmagn@fei.edu.br.

⁴ Prof. Dr. do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, neusa.alonso@poli.usp.br.

1 INTRODUÇÃO

A utilização de ligas cuproníquel em trocadores de calor e condensadores em sistema de resfriamento e refrigeração, que normalmente utilizam águas de reservatórios ou água do mar, teve início em meados de 1920, quando se descobriu que estas apresentavam maior resistência à corrosão que os latões normalmente utilizados nesta aplicação; a elevada resistência à corrosão foi atribuída ao efeito benéfico causado pela adição de níquel.^(1,2-4) No entanto, com o uso surgiram os primeiros problemas, pois estas eram susceptíveis à corrosão-erosão devido à turbulência causada pela alta velocidade da água do mar. Em 1930 foi descoberto que pequenas adições de ferro e manganês provocavam efeitos benéficos em relação à resistência à corrosão-erosão.^(2,5,6)

Atualmente, entre as ligas cuproníquel comercialmente importantes, a liga Cu10Ni (UNS C70600) é a mais utilizada por oferecer boa resistência à corrosão aliada a menor custo. Apesar das boas características de resistência à corrosão, com a crescente utilização de tubos da liga UNS C70600 em sistemas de resfriamento começaram a surgir problemas de corrosão localizada, que em alguns casos tem sido relacionado à presença de depósitos no interior dos tubos. Estes depósitos podem ocasionar falhas prematuras, que não ocorrem por mecanismos de corrosão isolados, isto é, existe uma interação dos mecanismos.⁽⁷⁾ A presença destes mecanismos pode também estar associada aos problemas de corrosão-erosão, os quais estão diretamente relacionados com as propriedades mecânicas da liga.

A literatura apresenta ainda que a adição de alumínio promove grandes efeitos na resistência mecânica e melhora a resistência à corrosão, e um exemplo disto é a liga Nibron[®] (Cu14,5Ni-3Al-1,3Fe-0,3Mn). No entanto, estes valores de resistência mecânica estão associados à liga tratada termicamente, que apresenta precipitados de Ni₃Al.⁽⁸⁻¹¹⁾ Estudos recentes mostram que a adição de 3% de alumínio junto com 1,3% de ferro, em ligas Cu10Ni na condição monofásica, provocam um efeito benéfico na resistência à corrosão seletiva do níquel.⁽¹²⁾

Assim, este trabalho teve como objetivo estudar o efeito do envelhecimento a 550°C sobre as propriedades mecânicas e na resistência à corrosão nas soluções aquosas 0,01M Na₂SO₄ e 0,0001M Na₂S.9H₂O, avaliando desta forma se o efeito benéfico causado pela presença dos precipitados de Ni₃Al na resistência mecânica,⁽¹³⁾ também ocorre para resistência à corrosão.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe foi fundida em forno do tipo mufla a temperatura de 1.400°C, utilizando-se cadinho de grafite, e vazada em molde de areia obtido em processo “*shell molding*”. A liga obtida foi analisada por espectroscopia de emissão atômica e o resultado de composição química está apresentado na Tabela 1. Posteriormente sofreu tratamento térmico de solubilização em um forno tubular a 900°C por 3 h, sob atmosfera de nitrogênio (99,99% N₂) para evitar oxidação excessiva da superfície, seguido de resfriamento em água. A seguir, o lingote teve suas faces lixadas até obtenção de uma superfície isenta de óxidos e porosidades, para posterior laminação a frio, com redução média de 90% da área da seção transversal do lingote, obtendo-se uma chapa de aproximadamente 2 mm de espessura, 60 mm de largura e 1.800 mm de comprimento. A chapa laminada foi tratada termicamente a 900°C por 1 h, com a mesma atmosfera e mesmo

resfriamento do tratamento térmico de solubilização, para garantir que a liga apresentasse apenas fase α . A partir da chapa solubilizada foram retiradas amostras para os tratamentos envelhecimento de até 1.032 h a 550°C, no mesmo forno utilizado para o tratamento de solubilização e sob atmosfera de nitrogênio puro (99,99% N₂). Os tratamentos de envelhecimento tiveram como objetivo promover a formação de precipitados de Ni₃Al.

Tabela 1. Composição química (% em massa) da liga em estudo

Ni	Al	Fe	Cu
10,74	3,16	1,34	balanço

As amostras utilizadas para confecção dos corpos-de-prova de microdureza e caracterização microestrutural tiveram todas as faces lixadas até a obtenção de superfície com acabamento conferido por lixa de granulação 600 *mesh*. Em seguida as amostras foram embutidas em resina termofixa de cura quente (baquelite), gerando corpos-de-prova com superfície de observação correspondente a seção longitudinal da lâmina. Em seguida as amostras utilizadas nos ensaios de microdureza foram polidas utilizando pasta de diamante de granulação 6 μm , 3 μm e 1 μm . A carga utilizada nas medidas de microdureza *Vickers* foi de 9,8N (1 kgf), e cada amostra foi submetida a 20 medidas de microdureza.

Os corpos-de-prova de tração foram usinados a partir das lâminas tratadas, e os ensaios foram realizados em um equipamento MTS servo-controlado de 250 kN de capacidade máxima.

Para revelação da microestrutura, primeiramente as amostras foram polidas utilizando pasta de diamante de granulação 6 μm , 3 μm e 1 μm . A seguir, as amostras foram polidas com sílica coloidal. Utilizou-se o reativo *Grade 7*, cuja composição é 25 ml de ácido clorídrico, 200 ml de água destilada e deionizada e 8 g de cloreto férrico. Para as amostras envelhecidas o reativo foi diluído com água destilada. Os ataques foram conduzidos por no máximo 15 s de imersão e interrompidos com água. Após o ataque os corpos-de-prova foram observados em um microscópio óptico (MO) LEICA DMLM, com luz polarizada e prisma de contraste de fase por interferência diferencial (Nomarski) e microscópio eletrônico de varredura (MEV) PHILIPS modelo XL30.

Os corpos-de-prova utilizados nos ensaios eletroquímicos tiveram todas as faces lixadas até a obtenção de superfície com acabamento conferido por lixa de granulação 1.200 *mesh*, permitindo boa adesão à resina termofixa de cura a quente, com o intuito de evitar corrosão localizada na interface metal/resina. As amostras embutidas geraram corpos-de-prova com superfície de observação correspondente à seção transversal da chapa laminada. A área exposta das amostras foi de 0,40 cm². As superfícies dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios eletroquímicos foram lixadas até 1.200 *mesh*, e em seguida foram polidas utilizando pasta de diamante de 6 μm ; foi utilizado álcool etílico hidratado como lubrificante durante as etapas de polimento.

Após o polimento os corpos-de-prova foram lavados com água destilada e deionizada e secos com álcool etílico absoluto e ar seco e quente; em seguida, foram imersos na solução, que foi preparada com reagente padrão analítico e água destilada e deionizada. Os ensaios foram realizados em condições de aeração natural, e cada solução foi utilizada no máximo duas vezes, para evitar contaminações. A polarização teve início após 5 minutos de imersão, partindo 300 mV abaixo do potencial de circuito aberto (E_{corr}), realizando uma varredura contínua,

com término quando atingida a densidade de corrente anódica de 10^{-3} A/cm². Os ensaios foram realizados com velocidade de varredura de 1 mV/s e repetidos pelo menos 5 vezes por condição de histórico térmico. A temperatura de ensaio foi mantida a $25 \pm 2^\circ\text{C}$. Ao final dos ensaios os corpos-de-prova foram lavados com água destilada e deionizada e secas com álcool etílico absoluto e ar seco e quente. Para estes ensaios foi utilizado um potenciostato PAR 273A da *Princeton Applied Research*, conectado a um microcomputador controlado pelo programa *Electrochemistry PowerSuite* do mesmo fabricante, que realizou, controlou e coletou os resultados dos experimentos. O contra-eletródo utilizado foi o de platina e como eletródo de referência utilizou-se o eletródo de calomelano saturado (ECS).

Para observação das superfícies obtidas após os ensaios eletroquímicos utilizou-se microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foram realizadas também análises semiquantitativas por espectroscopia de energia dispersiva (EDS), para auxiliar na caracterização das áreas atacadas após os ensaios eletroquímicos.

3 RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

As microestruturas das amostras da liga Cu₁₀Ni-3Al-1,3Fe nas condições solubilizada e envelhecida por 2, 4, 16 e 1.032 h podem ser observadas na Figura 1. A figura mostra, na condição solubilizada, grãos recristalizados distribuídos de forma homogênea. Já nas micrografias das amostras envelhecidas é possível observar a presença dos precipitados intergranulares, cujo coalescimento é notável já em 4h de envelhecimento.

Para auxiliar a caracterização das amostras envelhecidas utilizou-se. Estes exames podem ser observados na Figura 2, que apresenta as imagens de elétrons secundários para os envelhecimentos de 2, 4, 16 e 1.032 h. Nota-se a morfologia dos precipitados encontrados nas amostras envelhecidas por até 16 h são semelhantes e indicam um processo de precipitação intergranular, semelhante a um processo de precipitação descontínua. Já a amostra envelhecida por 1.032 h deixa evidente que a microestrutura apresentou coalescimento da fase inicialmente precipitada, e nota-se também a formação de precipitados intragranulares, cuja cinética de formação é mais lenta, considerando a maior facilidade de difusão de Ni e Al pelos contornos de grão. Simulações realizadas no *software* Thermo-Calc[®], indicam que o precipitado formado pelo tratamento térmico de envelhecimento é o Ni₃Al. Para comprovar se a fase precipitada é o Ni₃Al, foi realizada difração de raios-X na amostra envelhecida por 1.032 h. O confirmou que a única fase possível, além da matriz, era a fase Ni₃Al.

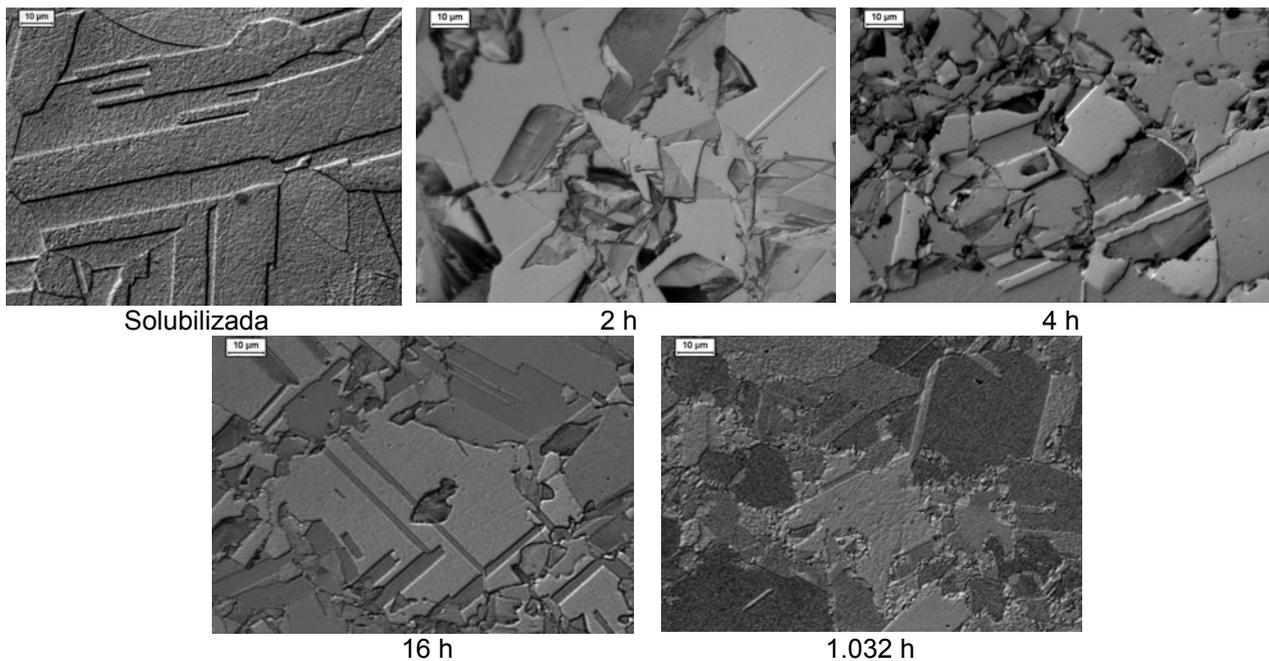


Figura 1. Microestruturas da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe nas condições solubilizada e envelhecida. Ataque com reativo *Grade 7* (MO). Aumento: 500x.

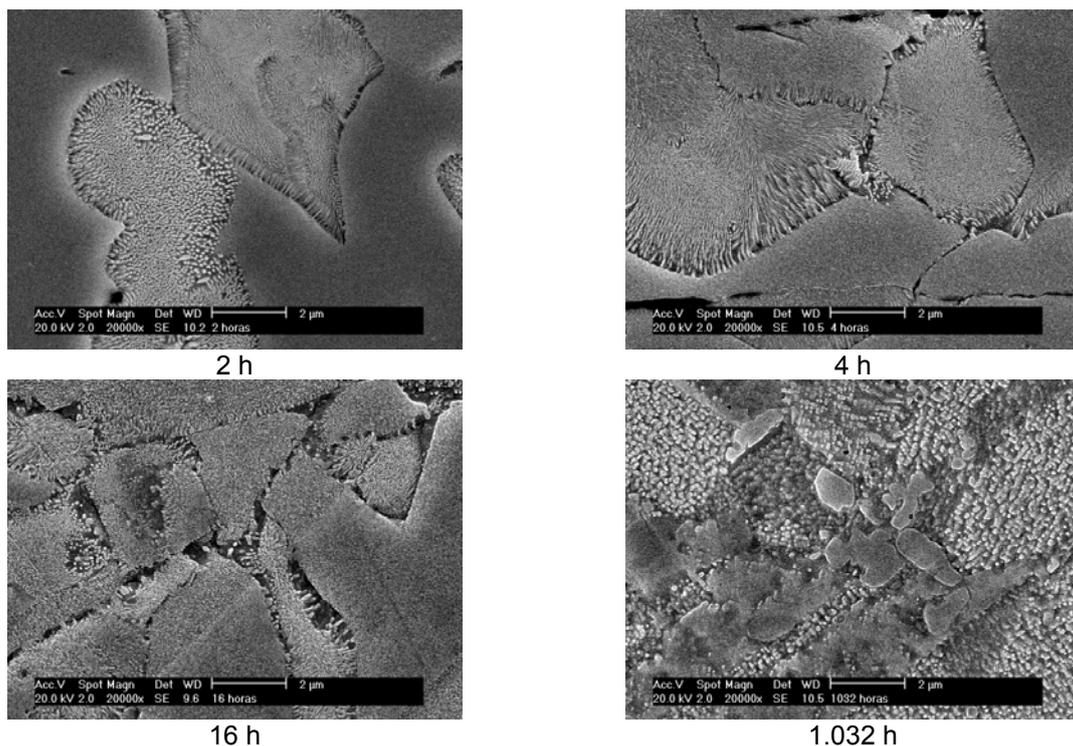


Figura 2. Imagens de elétrons secundários das amostras envelhecidas por 2 h, 4 h, 16 h e 1.032 h da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe. Ataque com reativo *Grade 7*. Aumento: 20.000x.

O efeito da precipitação sobre a resistência mecânica das ligas pode ser observado na Figura 3, que apresenta as curvas de envelhecimento da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe tratada termicamente à temperatura de 550°C. Os valores de dureza apresentados são os valores médios de dureza para vinte medidas, em escala *Vickers* (HV), com carga de 9,8 N, com respectivos desvios-padrão. A Figura 3 mostra que o máximo valor de dureza foi atingido para o tempo de tratamento de 16 h para as duas ligas, e a partir deste ponto verifica-se a diminuição dos valores

de dureza, isto é, ocorre o superenvelhecimento das ligas, constatado pela alteração microestrutural mostrada na Figura 2.

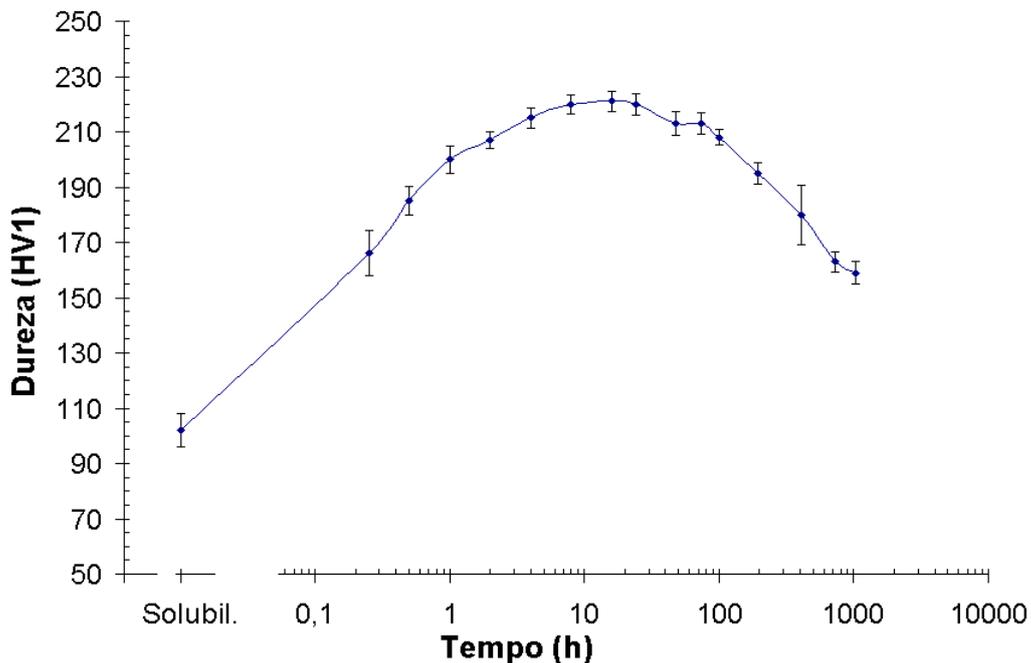


Figura 3. Efeito do tratamento de envelhecimento a 550°C sobre a dureza da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe.

As curvas de tração típicas das amostras da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe na condição solubilizada e nas condições envelhecidas por 2 h, 4 h, 16 h e 1.032 h são mostradas na Figura 4. As propriedades mecânicas obtidas estão apresentadas na Tabela 2, que mostra o efeito bastante significativo do envelhecimento na resistência mecânica. É importante destacar ainda que as amostras envelhecidas tiveram diminuição da ductilidade.

As propriedades mecânicas têm uma parcela decorrente dos precipitados observados na Figura 2 e a outra das partículas finamente dispersas – precipitados intragranulares, que provocam uma maior dificuldade de movimentação das discordâncias.

A Figura 5 apresenta curvas de polarização das amostras em estudo em solução 0,01M Na₂SO₄. Nota-se no início do trecho anódico, um comportamento passivo, com densidades de corrente da ordem de 10⁻⁶ a 10⁻⁵ A/cm². Após o trecho passivo, as amostras apresentam um aumento brusco dos valores de densidade de corrente, caracterizando um potencial de quebra de passividade (Eq). Este potencial lembra, inicialmente, o potencial de pite que indica que um metal passivo sofre uma quebra localizada da película passiva. Nota-se através da Tabela 3 que as amostras envelhecidas não apresentaram valores de Eq com diferenças significativas aos da amostra solubilizada. O mesmo pode ser observado para os potenciais de circuito aberto (E_{corr}).

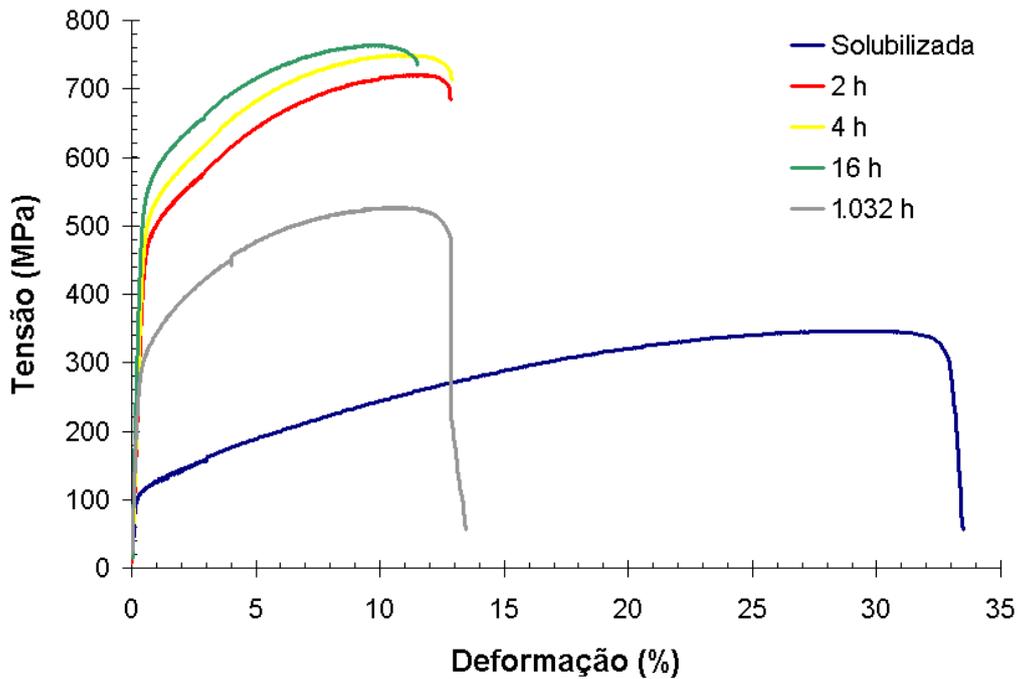


Figura 4. Curvas de tração da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe nas condições solubilizada e envelhecidas.

Tabela 2. Propriedades mecânicas da liga nas condições solubilizada e envelhecidas a 550°C. E é o módulo de elasticidade, LE é o limite de escoamento, LR é o limite de resistência, AT²⁵ é o alongamento total em 25 mm

Amostras	E (GPa)	LE (MPa)	LR (MPa)	AT ²⁵ (%)
Solubilizada	97	139	351	36,5
2 h	134	451	680	13,0
4 h	147	489	729	13,9
16 h	133	534	735	12,6
1.032 h	100	304	526	21,4

Após os ensaios as amostras foram examinadas em microscópio óptico (MO), onde constatou-se ataque localizado, na forma de pequenas cavidades, que lembram pites. No entanto, estas cavidades não eram profundas. Com o intuito de verificar a evolução do processo de corrosão e facilitar a caracterização, foram levantadas novas curvas até atingir a densidade de corrente de 10^{-2} A/cm². O exame em MO mostrou, então, a ocorrência de um ataque mais intenso de forma distribuída por toda a amostra (Figura 6). Utilizando-se MEV observou-se que as cavidades são alongadas perpendicularmente à direção de laminação (Figura 7). Nestas regiões ainda foram realizadas análises semiquantitativas por EDS, as quais mostraram que, nas regiões próximas e dentro das cavidades, não ocorreram alterações na composição química. As imagens da Figura 7 mostram ainda que presença dos precipitados nas amostras envelhecidas não alterou o comportamento e também não atuou como uma barreira para o avanço dessas cavidades através dos grãos das amostras. Isto indica que estas não são um fenômeno cristalográfico de um grão apenas. As cavidades podem ser caracterizadas como pites com uma orientação preferencial.

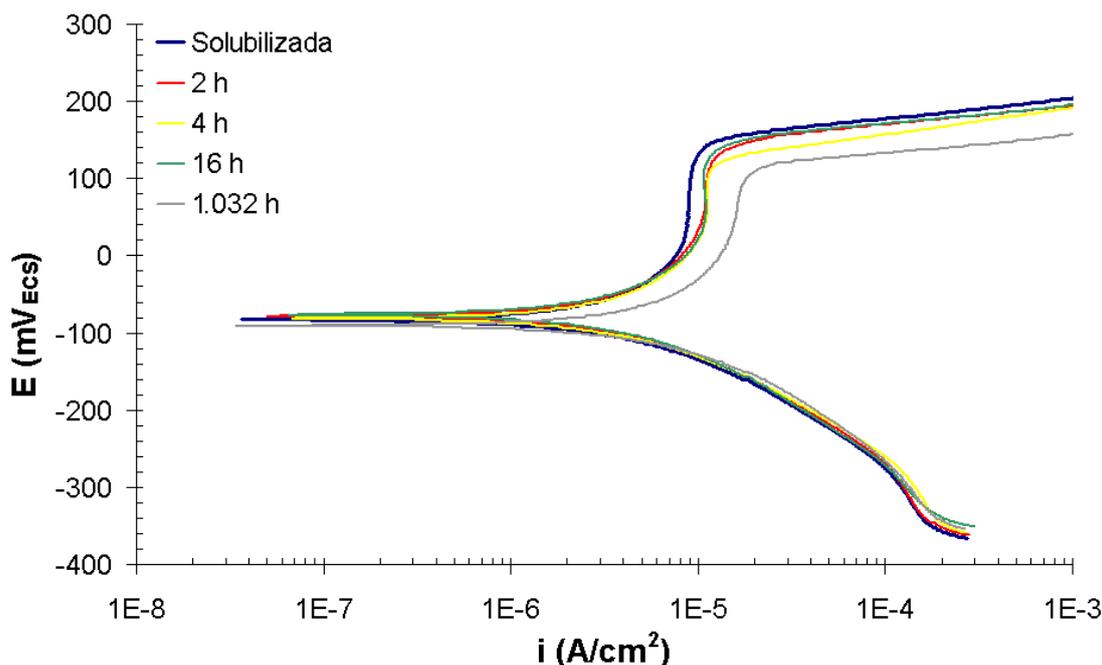


Figura 5. Comparativo entre as curvas de polarização potenciodinâmica da liga na condição solubilizada e envelhecida por diferentes tempos, em solução 0,01M Na₂SO₄.

Tabela 3. Potenciais de corrosão (E_{corr}) e potenciais de quebra de passividade (E_q) da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe, nas condições solubilizada e em envelhecida, em solução 0,01M Na₂SO₄

Amostras	E_{corr} (mV _{ECS})	E_q (mV _{ECS})
Solubilizada	-81 ±8	134 ±30
2 h	-77 ±1	132 ±6
4 h	-81 ±3	105 ±19
16 h	-75 ±6	127 ±18
1.032 h	-84 ±7	103 ±22

A Figura 8 apresenta curvas de polarização das amostras em solução 0,0001M Na₂S.9H₂O. Neste eletrólito, o comportamento anódico foge do comportamento passivo típico, uma vez que a densidade de corrente aumenta progressivamente até valores da ordem de 10⁻⁴ A/cm². Após este trecho a densidade de corrente aumenta, não tão bruscamente como no eletrólito Na₂SO₄, mas também caracteriza um potencial de quebra de passividade (E_q). Por sua vez, os valores de E_q observados não apresentaram diferenças significativas, considerando-se os desvios-padrão (Tabela 4). O mesmo pode ser observado para os potenciais de circuito aberto (E_{corr}).

Após os ensaios, as amostras foram examinadas em microscópio óptico, onde foram observados ataques localizados (Figura 9), com presença de pequenas cavidades, distribuídas homoganeamente. Este comportamento lembra o processo de corrosão por pite. Foi observado também nas condições envelhecidas com tempo superior a 4 h, a presença de produtos de coloração vermelha e azul. Como no caso dos ensaios em Na₂SO₄, aqui também as análises semiquantitativas por EDS indicaram que não ocorreram alterações na composição química dentro ou fora das regiões atacadas, descartando-se o processo de corrosão seletiva. Por outro lado, o exame em MEV mostrou tratar-se de cavidades rasas, por vezes apresentando produtos de corrosão (Figura 10).

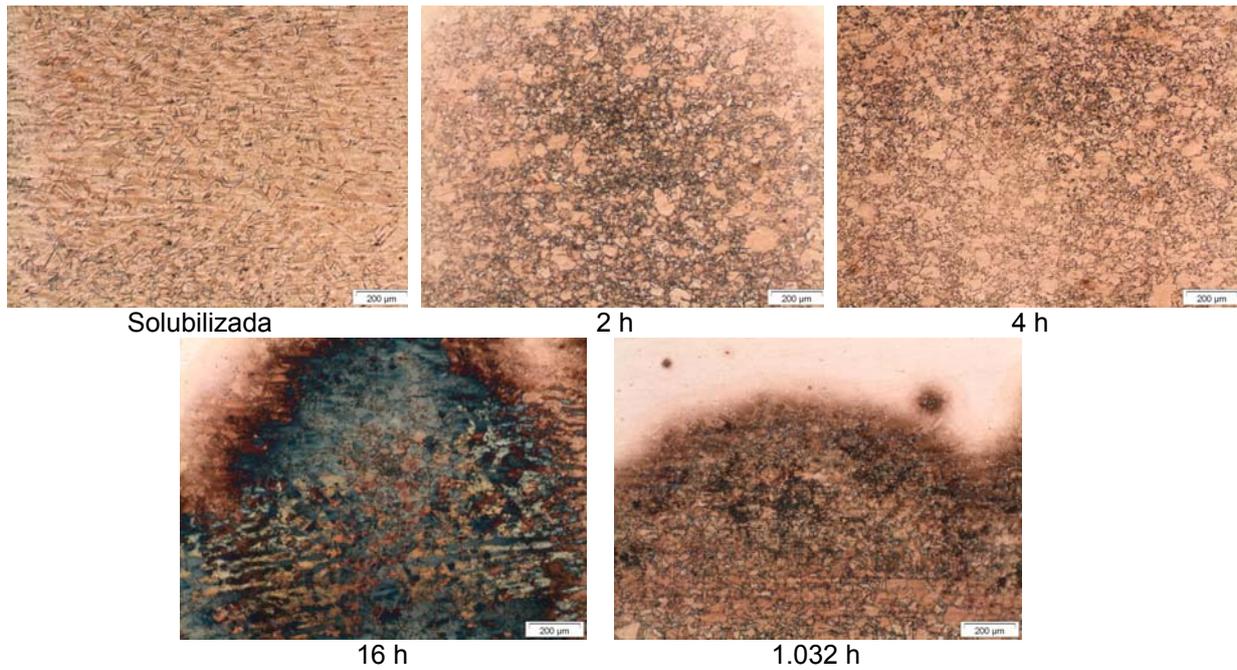


Figura 6. Aspecto das superfícies das amostras após ensaio de polarização potenciodinâmica, em solução 0,01M Na₂SO₄, com término ao ser atingido o valor de 10⁻² A/cm². Aumento: 50x.

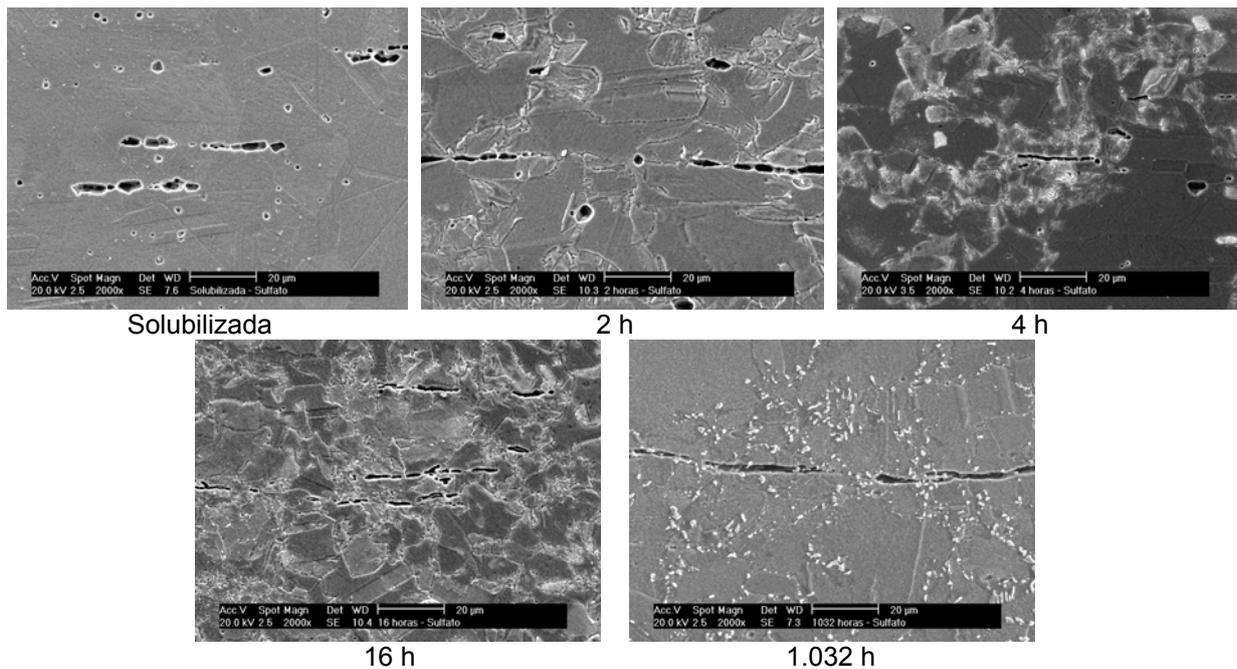


Figura 7. Imagens de elétrons secundários da região atacada, obtidas por MEV, da superfície corroída da liga nas condições solubilizada e envelhecida, após polarização potenciodinâmica em solução 0,01M Na₂SO₄. Aumento: 2.000x.

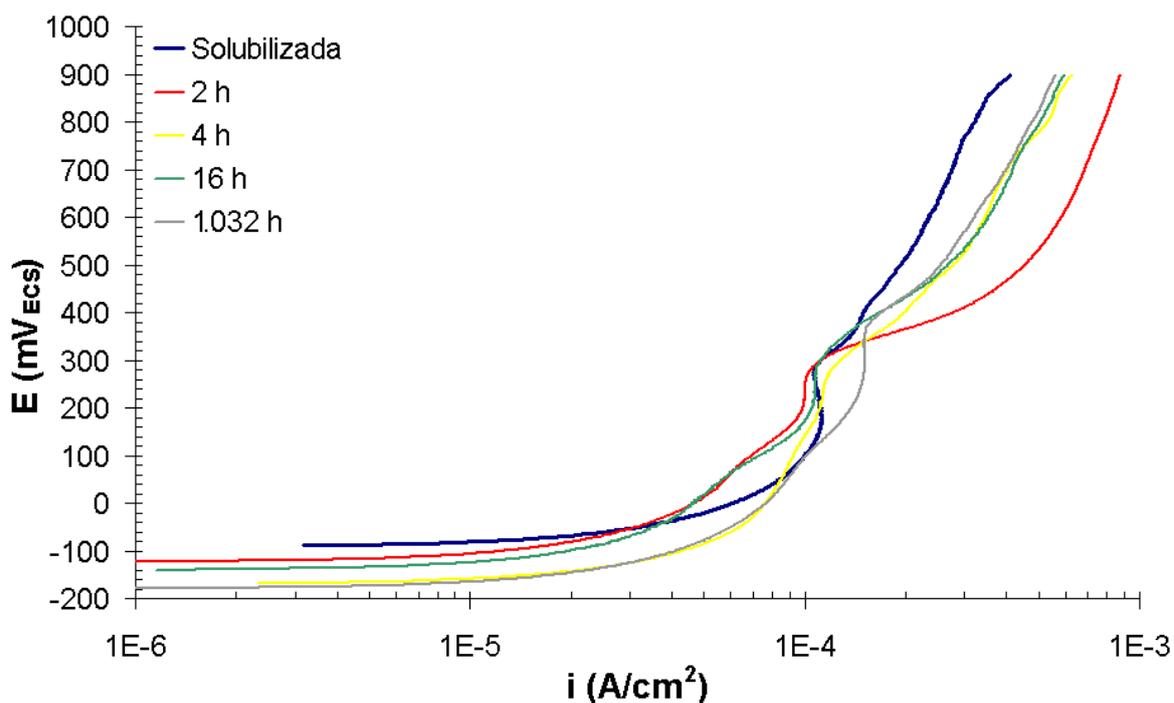


Figura 8. Comparativo entre as curvas de polarização potenciodinâmica da liga na condição solubilizada e envelhecida por diferentes tempos, em solução 0,0001M $\text{Na}_2\text{S}\cdot 9\text{H}_2\text{O}$. Nota-se comportamento semelhante entre elas.

Tabela 4. Potenciais de corrosão (E_{corr}) e potenciais de quebra de passividade (E_q) das amostras da liga Cu10Ni-3Al-1,3Fe, nas condições solubilizada e em envelhecida, em solução 0,0001M $\text{Na}_2\text{S}\cdot 9\text{H}_2\text{O}$

Amostras	E_{corr} (mV _{ECS})	E_q (mV _{ECS})
Solubilizada	-153 ±31	334 ±67
2 h	-160 ±25	325 ±48
4 h	-172 ±33	274 ±30
16 hs	-147 ±15	335 ±43
1.032 h	-174 ±30	369 ±41

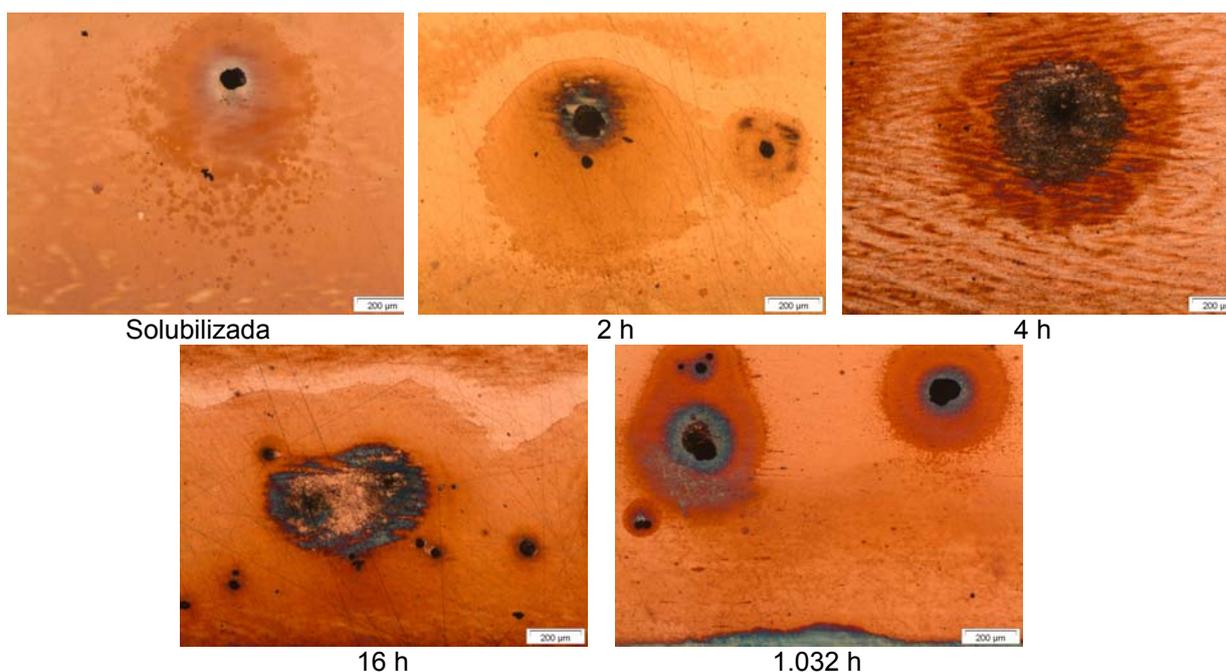


Figura 9. Aspecto das superfícies das amostras após ensaio de polarização potenciodinâmica, em solução 0,0001M $\text{Na}_2\text{S}\cdot 9\text{H}_2\text{O}$, com término ao ser atingido o potencial de 900 mV_{ECS}. Aumento: 50x.

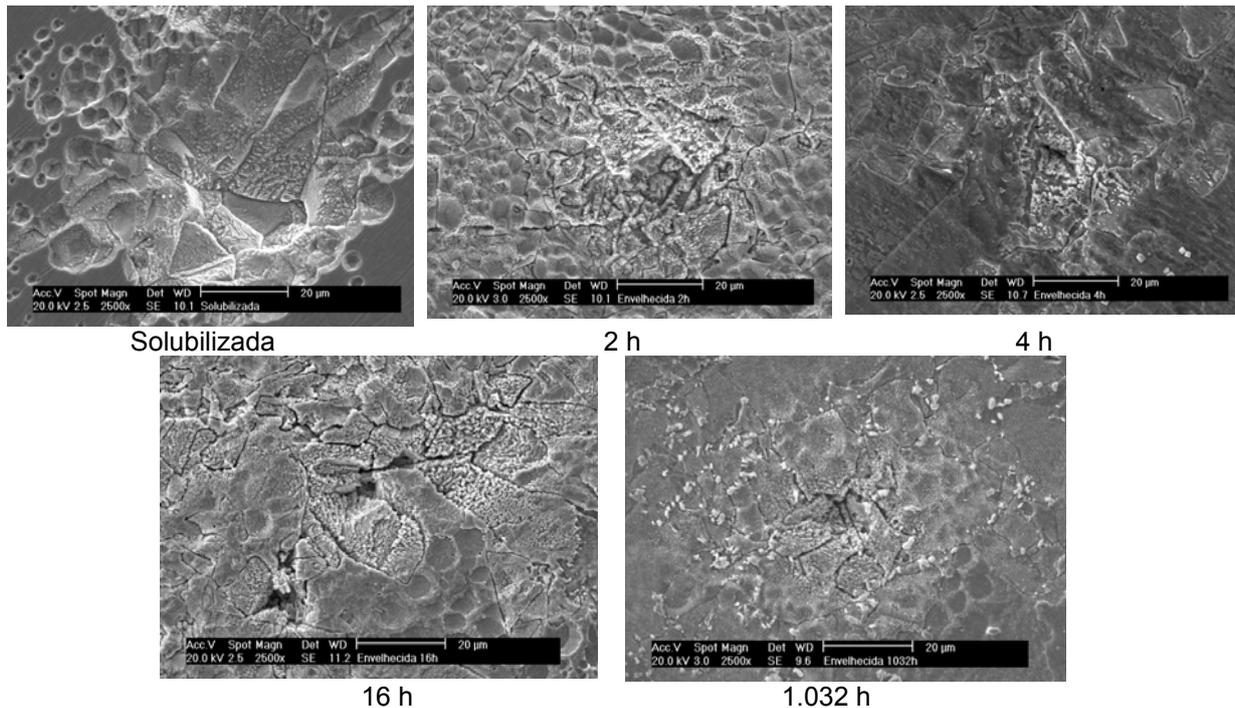


Figura 10. Imagens de elétrons secundários da região atacada, obtidas por MEV, da superfície corroída da liga nas condições solubilizada e envelhecida, após polarização potenciodinâmica em solução 0,0001M Na₂S. Aumento: 2.500x.

4 CONCLUSÕES

Do presente trabalho pode-se concluir que:

- durante o envelhecimento da liga cuproníquel 90-10 com adição ferro e alumínio a 550°C, ocorre à precipitação de Ni₃Al, por processo de precipitação descontínua;
- o envelhecimento provocou um aumento na resistência mecânica da liga cuproníquel 90-10 com adições de ferro e alumínio, onde o máximo de dureza foi atingido para o tempo de tratamento de 16 h, a partir daí verificou-se a diminuição dos valores de dureza, ou superenvelhecimento da liga;
- as amostras nas condições solubilizadas e envelhecidas apresentaram também um potencial de quebra de passividade quando polarizadas (Eq) em solução 0,01M Na₂SO₄ e em solução 0,0001M Na₂S.9H₂O, que está relacionado com a formação de pequenas cavidades (pites);
- nos ensaios em solução 0,01M Na₂SO₄ as cavidades ocorreram perpendicularmente à direção de laminação. No entanto, observou-se que estas não eram um fenômeno cristalográfico de um grão apenas, pois o avanço das mesmas ocorreu através dos grãos e dos precipitados; e
- os eletrólitos de 0,01M Na₂SO₄ e 0,0001M Na₂S dão origem a diferentes morfologias de ataque: no primeiro ocorrem cavidades alongadas e no segundo o formato é circular, típico da corrosão por pite.

Agradecimentos

Os autores agradecem a FEI, a FAPESP (04/13072-0) e ao CNPq (478907/2004-4) pelo suporte na realização do trabalho e a Clarice Terui Kunioishi pelo auxílio com os procedimentos de microscopia eletrônica de varredura.

REFERÊNCIAS

- 1 ROBISON, P. *Properties and Selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*. 10.ed. Metals Handbook, v.2, p.217-341.
- 2 CAIRNS, J.H.; GILBERT, P.T. *The technology of heavy non-ferrous metals and alloys*. 1967.
- 3 NORTH, R.F.; PRYOR, M.J. *The influence of corrosion product structure on the corrosion rate of Cu-Ni alloys*. Corrosion Science, v.10, p.297-311, 1970.
- 4 UHLIG, H.H. *Electron configuration in alloys and passivity*. Zeitschrift für Elektrochemie, v.62, p.700-707, 1958.
- 5 BAILEY, G.L. *Copper-Nickel-Iron Alloys Resistant to Sea-Water Corrosion*. The Journal of The Institute of Metals, London, p.243-292, July 1951.
- 6 STEWART, W.C.; LAQUE, F.L. *Corrosion resisting characteristics of iron modified 90:10 cupro nickel alloy*. Corrosion, n.8, p.259-277, Aug. 1952.
- 7 MUSSOI, C.R.S.; SERRA, E.T.; ARAÚJO, A.A. *Corrosão seletiva nas ligas cuproníquel (90-10) empregadas em trocadores de calor de usinas hidrelétricas*. In: 6º COTEQ Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos. Salvador-Bahia, 2002
- 8 BENDAL, K.C. *A longer life in the ocean waves*. Materials World, n.12, v.5. p.711-713, 1997.
- 9 TUCK, C.D.S. *High-strength cupronickel alloy resists corrosion*. Advanced Materials & Processes. n.11, 8p. , 1996.
- 10 BARTON, E. *Strong copper-nickel alloy resists marine corrosion*. Advanced Materials & Processes, n.3, 8p. , 1998.
- 11 WALDECK, D.H.; BURLEIGH, T.D.; *Effect of alloying on the resistance of Cu-10%Ni alloys to seawater impingement*. Corrosion, n.8, v.55, p.800-804, Aug. 1999.
- 12 LIBERTO, R.C.N.; *Corrosão e propriedade mecânica de ligas cuproníquel 90-10 com adição de ferro e alumínio*. 2004. Dissertação de Mestrado apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- 13 LIBERTO, R.C.N.; NOBRE, R.; ROQUIM, C.B., MAGNABOSCO, R. *Efeito do envelhecimento a 550°C nas propriedades mecânicas de ligas cuproníquel com adições de alumínio e ferro*. In: 61º Congresso Internacional Anual da ABM. Rio de Janeiro-Rio de Janeiro, 2006