

EFEITO DO ENVELHECIMENTO A 550°C NA DUREZA DE LIGAS CUPRONÍQUEL Cu10Ni COM DIFERENTES ADIÇÕES DE ALUMÍNIO ¹

Marcela Caroline Antunes ²
Rodrigo Magnabosco ³

Resumo

Este trabalho tem como objetivo o estudo da influência do envelhecimento a 550°C na dureza e microestrutura de ligas Cu10Ni, cuproníqueis, com diferentes teores de alumínio. Após o tratamento térmico, as curvas de envelhecimento obtidas mostraram que a máxima dureza para as ligas Cu-Ni10-Al3,17 e Cu-Ni11-Al7,39 ocorreu com 8 horas de tratamento, já a liga Cu-Ni13-Al0,75 foi necessário um tempo maior de tratamento, 16 horas. Isto pode ser explicado pela menor concentração do elemento formador de precipitado, o alumínio, que promove o endurecimento de liga. Na comparação entre as curvas de envelhecimento, diferente do esperado, a liga com maior dureza foi a liga Cu-Ni10-Al3,17, pois nas ligas Cu-Ni10-Al3,17 e Cu-Ni11-Al7,39, a fração de fase precipitada é a mesma, devido a maior porcentagem de níquel não dissolvido na liga Cu-Ni11-Al7,39.

Palavras-chave: Liga cuproníquel; Tratamentos térmicos; Envelhecimento.

EFFECT OF 550°C AGING ON THE HARDNESS OF CUPRONICKEL Cu10Ni ALLOYS WITH DIFFERENT ALUMINUM ADDITIONS

Abstract

This work studied the 550°C aging influence on hardness and microstructure of Cu10Ni cupronickel alloys with different aluminum additions. Aging curves showed that maximum hardness is achieved after 8 h of heat treatment for alloys Cu-Ni10-Al3,17 e Cu-Ni11-Al7,39; for the alloy Cu-Ni13-Al0,75, maximum hardness is only achieved after 16 h of aging at 550°C. This could be explained by the lower Al content of this alloy, one of the alloy elements that forms the precipitate structure responsible for hardening. The highest hardness was expected for the Cu-Ni11-Al7,39, but it was found for Cu-Ni10-Al3,17 alloy, which has the same volume fraction of precipitates of Cu-Ni11-Al7,39, resulting from higher fraction of nickel-rich particles, undissolved during fusion: the lower Ni content in solid solution, and the small hardness of the Ni-rich particles are the most probably reasons for this behavior.

Key words: Cupronickel alloys; Heat treatments; Aging.

¹ Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

² Graduanda do Dep. Eng. Metalúrgica e de Materiais do Centro Universitário da FEI, marcela.antunes@hotmail.com

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

1 INTRODUÇÃO

Este trabalho tem como objetivo o estudo da influência do envelhecimento a 550°C na dureza de ligas Cu10Ni, cuproníqueis, com diferentes teores de alumínio. Para isso obteve-se as ligas através de fundição, os lingotes foram laminados e solubilizados. Após o corte as amostras foram tratadas termicamente em tempos que variaram de 30 minutos a 720 horas. As amostras tratadas foram embutidas e polidas, e mediu-se a dureza a fim de se obter as curvas de envelhecimento.

O cobre comercialmente puro possui uma alta condutividade elétrica e térmica, resistência mecânica moderada, alta tenacidade, ductilidade e maleabilidade. Devido a essa alta trabalhabilidade e baixa resistência, houve a necessidade de aumentar a resistência mecânica do cobre sem reduzir muito sua condutividade térmica, para isso adicionam-se metais como zinco estanho, prata, níquel, ferro, alumínio, silício e outros.^[1]

A adição de níquel ao cobre é benéfica não só para aumentar a dureza como também para melhorar resistência à corrosão. Devido a essas excelentes propriedades, ligas conhecidas como cuproníqueis são utilizadas em trocadores de calor e condensadores em sistemas de refrigeração e resfriamento, que usam tanto água doce quando água do mar.^[2]

Após a solubilização, o resfriamento brusco impede a difusão dos átomos de alumínio, passando para a uma solução extremamente supersaturada e instável. A precipitação desse excesso de alumínio reduz significativamente a energia livre do sistema e assim pode-se esperar que esta precipitação ocorra de modo espontâneo nessas condições.^[3]

No diagrama ternário Cu-Ni-Al, numa isoterma de 500°C,^[4] nota-se que as ligas Cu-10Ni, apresentam uma fase só, representada por α . Conforme o teor de Al aumenta, precipita uma nova fase, a Ni₃Al. Esta nova fase precipitada funciona com uma barreira a movimentação de discordâncias, o que leva ao endurecimento da liga.

O tratamento térmico de envelhecimento é exemplo de condições apropriadas para a formação de precipitados, pois favorece a difusão com o aumento da temperatura. O efeito causado pelo envelhecimento, o endurecimento da matriz, é mostrado normalmente por uma curva de envelhecimento.^[3]

Estudos recentes mostram que a adição de 3% de alumínio junto com 1,3% de ferro, em ligas Cu10Ni, provocam um efeito benéfico na resistência à corrosão seletiva do níquel e nas propriedades mecânicas, um exemplo disto é a liga Nibron[®] (Cu14,5Ni-3Al-1,3Fe-0,3Mn).^[5]

A literatura apresenta ainda que a variação entre a composição das ligas Cu10Ni e Cu14Ni com adições de Al e Fe não provocou modificações significativas no perfil da curva de envelhecimento, e os valores máximos de dureza atingidos em ambas as ligas, foi com 16 horas de tratamento. Já as curvas de tração não puderam ser comparadas, pois a liga Cu14Ni não pode ser analisada por apresentar muitas trincas de laminação.^[6]

2. MATERIAL E MÉTODOS

Neste trabalho optou-se por estudar ligas com diferentes teores de alumínio, denominadas ligas 1, 2 e 3. Os briquetes compactados da mistura de pós das matérias-primas (elementos puros) foram distribuídos em um cadinho de grafite, e fundidos em um forno a 1500°C por 30 minutos, sendo a liga fundida vazada em um molde de areia e resfriada em água. Após a fusão as ligas foram analisadas pelo IPEI (Instituto de Pesquisas e Estudos Industriais) do Centro Universitário de FEI como mostra a Tabela 1.

Tabela 1: Análises químicas (% massa) das ligas fundidas.

Amostra	Ni	Al	Cu
1	13,04	0,73	balanço
2	10,14	3,17	
3	11,1	7,39	

Os lingotes obtidos foram mantidos a 900°C por 3 horas em um forno poço para promover a solubilização e resfriados em água. Após lixamento superficial, os lingotes foram laminados a frio, a fim de obter uma chapa de espessura aproximadamente 2 mm. De cada uma das chapas, cortou-se 15 pedaços de aproximadamente 5x15mm. Em seguida, cada um dos pedaços foi devidamente identificado e novamente solubilizado a 900°C por 1 hora, a fim de promover a recristalização das amostras, eliminando o encruamento deixado pelo processo de laminação e a seguir foram resfriadas em água. O envelhecimento foi feito em um forno tubular *Lindberg* a 550 °C, por tempos de 30 min a 720 h. O resfriamento após o envelhecimento foi também feito em água.

As amostras solubilizadas e envelhecidas foram embutidas em baquelite. Em seguida, os corpos-de-prova foram lixados e polidos, sendo, a última etapa de polimento feita com sílica coloidal (pH=9,3). Após o polimento, os corpos-de-prova foram atacados com um reagente denominado "grade 7", de composição: água destilada 200 ml; ácido clorídrico 25 ml e cloreto férrico 8,0 g, a fim de revelar sua microestrutura. O tempo de ataque variou de acordo com o tempo de tratamento térmico que a amostra apresentava.

Para medir a dureza de cada uma das amostras, utilizaram-se corpos-de-prova já embutidos e polidos. O equipamento usado foi um microdurômetro *Shimadzu*. Foram medidos 30 pontos de dureza, com carga de 1kgf, em cada um dos corpos-de-prova e calculou-se a média e desvio-padrão dos valores.

A partir dos corpos-de-prova previamente polidos e atacados, analisou-se a microestrutura em um microscópio do tipo *Leica DMLM*.

3 RESULTADOS

O resultado do ensaio de dureza para as ligas 1, 2 e 3 está representado na Figura 1. Ao se comparar as microestruturas das amostras solubilizadas e envelhecidas da liga 1, 2 e 3, vistas na Figura 2, nota-se que após 2 horas de envelhecimento a amostra já apresenta formação de precipitado no contorno de grão, que avança em direção a matriz. Com 720 horas de tratamento o precipitado está predominantemente no contorno de grão.

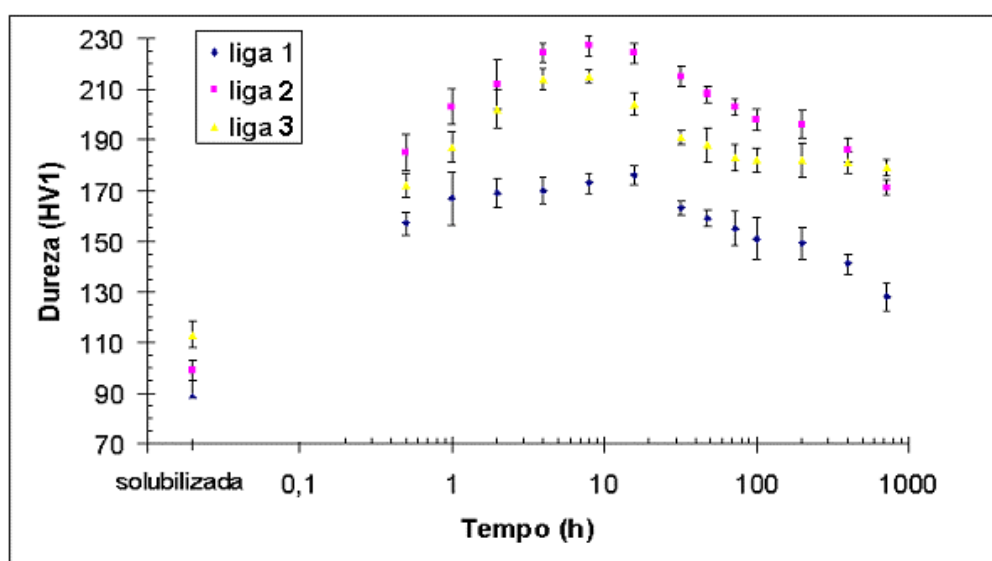


Figura 1. Dureza das ligas 1, 2 e 3, solubilizadas e após o envelhecimento a 550°C.

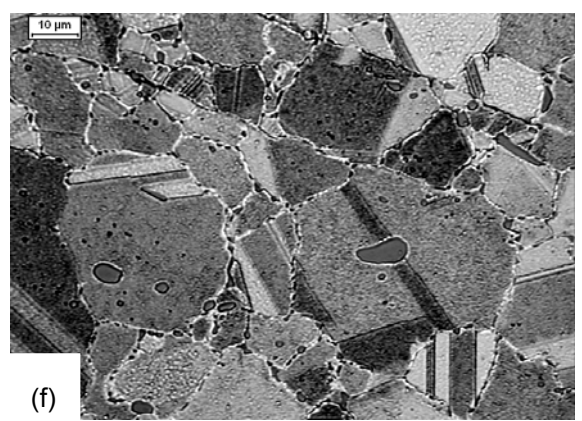
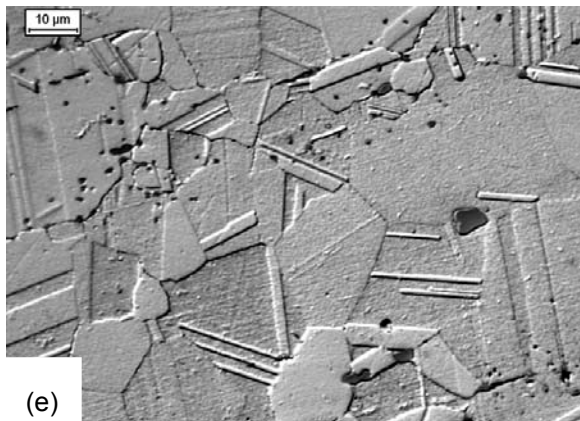
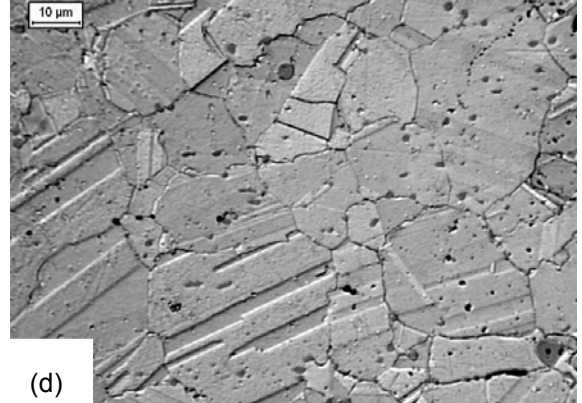
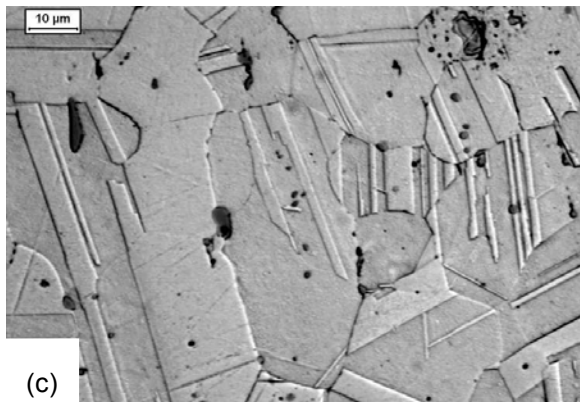
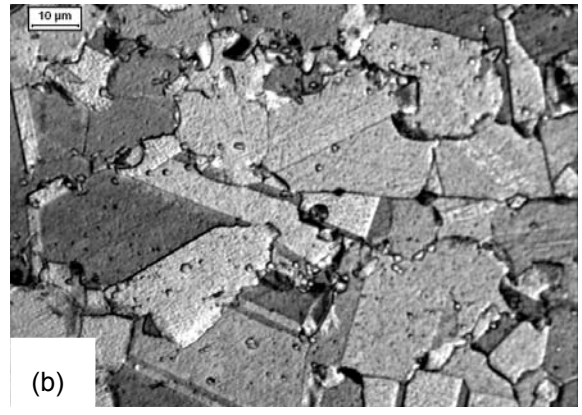
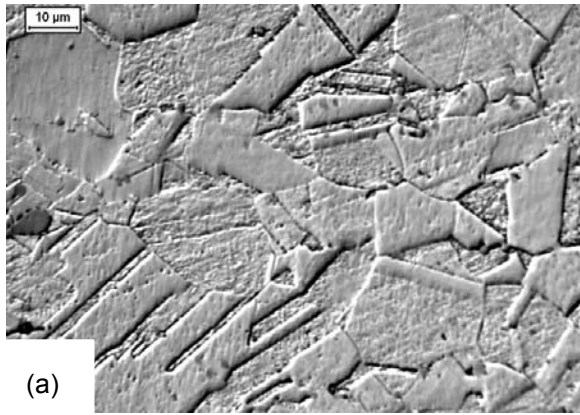


Figura 2. Microscopia óptica das amostras após ataque metalográfico com reagente grade 7: (a) liga 1, amostra solubilizada; (b) liga 1, amostra envelhecida a 550°C por 16 horas; (c) liga 2, solubilizada; (d) liga 2, 2 horas; (e) liga 3, solubilizada; (f) liga 3, 720 horas.

4. DISCUSSÃO

Ao se comparar as microestruturas das amostras solubilizadas e envelhecidas da liga 1, nota-se que após 2 horas de envelhecimento a amostra já apresenta formação de precipitado no contorno de grão e avança em direção a matriz. Depois de 16 horas, a dureza máxima é obtida. Com 720 horas de tratamento o precipitado está preferencialmente no contorno de grão, afastados uns dos outros, e maiores. Isso se dá devido ao coalescimento das partículas de precipitado, explicando o fato da dureza diminuir com tempos elevados de tratamento.

No entanto, em todas as micrografias, inclusive das amostras solubilizadas, notou-se a presença de uma fase desconhecida, de cor acinzentada e formato arredondado. Para identificá-la, houve a necessidade de se fazer uma microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise por espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Os resultados mostraram que estas partículas se constituem preferencialmente de níquel, que provavelmente não fundiu totalmente, possivelmente causado por tempo insuficiente do banho líquido no forno. A partir deste dado, obteve-se a porcentagem volumétrica dessas partículas não dissolvidas, através do ensaio de medição de fração volumétrica com o auxílio do sistema Leica Q-500W. Os resultados estão na Tabela 2.

Tabela 2. Resultado da análise volumétrica.

Liga	% volumétrica de Ni não dissolvido
1	2,81
3	2,02
5	3,42

A partir deste dado, calculou-se a massa de níquel não dissolvido e subtraiu-se da massa de níquel obtida na análise química, Tabela 1, para determinar a fração em massa de níquel efetivo em solução. Os resultados dos cálculos para as 3 ligas solubilizadas estão na Tabela 3.

Tabela 3. Composição química medida e calculada para as amostras.

Liga	Composição química (% massa)			
	Medida		Calculada	
	Ni	Al	Ni	Al
1	13,04	0,73	10,42	0,75
3	10,14	3,17	8,39	3,22
5	11,1	7,39	7,92	7,57

Com os dados da Tabela 3, composição calculada, simulou-se no *software Thermo-Calc* o equilíbrio das fases presentes, e obteve-se a fração da fase Ni₃Al das ligas 1, 3 e 5, mostradas na Tabela 4.

Tabela 4. Fração volumétrica da fase em Ni₃Al em equilíbrio, calculada com o *software Thermo-Calc*.

Liga	%Ni ₃ Al a 550°C
1	2,67
3	6,36
5	6,57

Nas três ligas nota-se um aumento gradativo na dureza até um valor máximo, em seguida a dureza passa a diminuir, também gradativamente, tendendo a estabilizar em um determinado valor, onde o tempo de tratamento não interfere na dureza na liga. Na liga 3, a dureza estabilizou após o envelhecimento por 72 horas, nas outras ligas o tempo de tratamento não foi longo o suficiente para promover esta estabilização da dureza.

Na Figura 1, é possível notar a máxima dureza para a liga 1 foi com 16 horas de tratamento, já para as ligas 2 e 3 este valor máximo de dureza, foi obtido com um

tempo menor de tratamento, em 8 horas. Este maior tempo para atingir a máxima dureza na liga 1 pode ser explicado pela menor concentração do elemento formador de precipitado, o alumínio, o que dificultaria a precipitação.

Nota-se também que o aumento na dureza da liga 2 para liga 1 é bastante significativo, isso se dá devido a possibilidade de uma maior quantidade de fase precipitada na liga 2, como mostra a Tabela 4. Porém diferente do esperado, dureza da liga 3 é menor do que a liga 2. A Tabela 4 também mostra praticamente a mesma fração de fase precipitada da liga 2 e na liga 3, com isso não se pode dizer que houve diferente endurecimento por precipitação de uma liga para a outra. Esperava-se portanto durezas semelhantes.

No entanto, os dados obtidos por metalografia mostram que a liga 3 (Tabela 2) apresenta uma maior quantidade de partículas de níquel não dissolvidas, que são partículas que promoveriam o amolecimento da liga.

5 CONCLUSÕES

Do presente trabalho pode-se concluir que:

- A máxima dureza para as ligas Cu-Ni10-Al3,17 e Cu-Ni11-Al7,39 acontece com 8 horas de tratamento. Para a liga Cu-Ni13-Al0,75, esse tempo foi maior, 16 horas de tratamento, devido a menor quantidade do elemento formador da fase precipitada.
- O aumento da dureza da liga Cu-Ni10-Al3,17 em relação a liga Cu-Ni13-Al0,75 é bastante significativo, devido a uma maior quantidade de fase precipitada na liga Cu-Ni10-Al3,17.
- Comparando a liga Cu-Ni11-Al7,39 com a liga Cu-Ni10-Al3,17, há uma pequena queda na dureza, explicada pela mesma fração de fase precipitada, Ni₃Al, e a uma maior quantidade de níquel não fundido na liga Cu-Ni11-Al7,39.

REFERÊNCIAS

- 1 Peter B. "O cobre e sua industrialização" 1.ed. São Paulo: São Paulo, p. 72-74.
- 2 Bresciani F.E. e Gomes, R.M. "Propriedades e uso de metais não ferrosos". São Paulo: Cebraco, 1977 p.140-207.
- 3 Reed-Hill, R.E. "Physical Metallurgy Principles" 2.ed. New York: McGraw-Hill, p. 304-314, 1973.
- 4 ASM Handbook, volume 3."Alloy Phase Diagrams" 1992, 3 -11.
- 5 ROQUIM, C.B.; LIBERTO, R.C.N.; MAGNABOSCO, R; Efeito do envelhecimento a 550°C nas propriedades mecânicas de ligas cuproníquel com adições de alumínio e ferro. Apresentado no 7º Enemet – Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, ocorrido durante o 62º Congresso Anual da ABM – Internacional – Vitória, ES, 2007.
- 6 LIBERTO, R.C.N.; ROQUIM, C.B.; NOBRE, R.; MAGNABOSCO, R; Efeito do envelhecimento a 550°C nas propriedades mecânicas de ligas cuproníquel com adições de alumínio e ferro. In: 61º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro-RJ, 2006