

EFEITO DO ENVELHECIMENTO A 550°C NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS Cu10Ni COM ADIÇÕES DE ALUMÍNIO E FERRO ¹

Calebe Bandeira Roquim ²

Rodrigo César Nascimento Liberto ³

Rodrigo Magnabosco ⁴

Resumo

O presente trabalho estudou a influência do envelhecimento a 550°C por até 1032 horas nas propriedades mecânicas de ligas cuproníquel Cu10Ni com adição de alumínio e ferro. Para tanto, as ligas foram fundidas e laminadas a frio, de onde foram retiradas amostras, que sofreram solubilização a 900°C por 1 hora, e envelhecimento a 550°C por até 1032 horas. Corpos-de-prova para ensaios de tração e ensaios de microdureza Vickers (carga de 1 kgf) foram produzidos a partir das amostras tratadas. Os ensaios de tração foram conduzidos na amostra solubilizada e também nas amostras envelhecidas por 2, 4, 16 e 1032 horas. As microestruturas foram caracterizadas por microscopia óptica (MO). Observou-se que a solubilização gerou estrutura monofásica de grãos equiaxiais, conferindo dureza média de 110 HV1. O máximo endurecimento da liga foi obtido após 16 horas de envelhecimento conferindo dureza média de 230 HV1. Nas amostras envelhecidas foi observada formação de precipitados nos contornos de grão que começam a coalescer em 4 horas de envelhecimento, no entanto a dureza continua aumentando até o tempo de 16 horas de envelhecimento, o que indica a ocorrência de precipitação intragranular. Simulação no software “Thermo-Calc” caracterizou a fase precipitada no tratamento térmico de envelhecimento a 550°C como sendo Ni₃Al.

Palavras-chave: Ligas cuproníquel; Envelhecimento; Propriedades mecânicas.

EFFECT OF 550°C AGING ON MECHANICAL PROPERTIES OF CU10NI ALLOYS WITH ADDITIONS OF IRON AND ALUMINUM

Abstract

This work analyzed the influence of 550°C aging in periods up to 1032 hours on the mechanical properties of Cu10Ni cupronickel alloys with aluminum and iron additions. Alloys were cast and cold rolled, and then were submitted to solution treatment at 900°C for 1 hour, and aged at 550°C. Microhardness Vickers (1 kgf load) and tension tests were performed, and microstructures were studied by optical microscopy. It was found that solution treatment lead to a equiaxed grain monophase structure of 110 HV1. The maximum hardness (230 HV1) was obtained after 16 hours of aging. Aged samples presented intergranular precipitates, which began to coalesce after 4 hours aging, despite of hardness increase up to 16 hours of aging, suggesting fine intragranular precipitation. “Thermo-Calc” equilibrium simulation characterized the precipitates as Ni₃Al.

Key words: Cupronickel alloys; Aging; Mechanical properties.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Aluno de graduação do curso de engenharia metalúrgica do Centro Universitário da FEI – Bolsista PBIC/FEI, calebe_fei@br.inter.net

³ Mestre, Engenheiro Mecânico – Doutorando do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, rodrigo.liberto@poli.usp.br.

⁴ Prof. Dr. do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI, rodrmag@fei.edu.br

1 INTRODUÇÃO

As ligas cuproníquel apresentam uma longa história de utilização em trocadores de calor e condensadores em sistema de resfriamento e refrigeração, que normalmente utilizam águas de reservatórios ou água do mar. Sua história de utilização teve início em meados de 1920, quando se descobriu que estas apresentavam maior resistência à corrosão que os latões normalmente utilizados nesta aplicação, atribuída ao efeito benéfico causado pela adição de níquel. 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.^[1-3]

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 e nas propriedades mecânicas.^[1,2,4]

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 presença de precipitados de Ni₃Al. Os parâmetros dos tratamentos de envelhecimento para ligas Cu10Ni na condição envelhecida não são encontrados na literatura.^[3]

Assim, este trabalho teve como objetivo estudar o efeito do envelhecimento a 550°C nas propriedades mecânicas da liga Cu10Ni com adições de alumínio e ferro.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas do material em estudo foram fundidas em forno do tipo mufla a temperatura de 1400°C, utilizando-se cadinho de grafite e vazadas em molde de areia obtido em processo *shell molding*. As ligas obtidas foram analisadas por espectroscopia de emissão atômica e os resultados de composição química estão apresentados na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química (% massa) da ligas obtidas.

	Ni	Al	Fe	Cu
Liga A	10,68	2,27	1,15	Balanço
Liga B	10,74	3,16	1,34	
Liga C	8,16	2,9	1,06	
Liga D	9,06	2,61	1,11	
Liga E	9,4	2,37	1,15	

Posteriormente os lingotes sofreram tratamento térmico de solubilização em um forno tubular a 900°C por 3 horas, sob atmosfera de nitrogênio (99,99% N₂) para evitar oxidação excessiva da superfície, seguido de resfriamento em água. A seguir os lingotes, com suas faces lixadas até obtenção de uma superfície isenta de óxidos e porosidades, sofreram laminação a frio, com redução média de 90% da área da seção transversal dos lingotes, obtendo-se chapas de aproximadamente 2 mm de espessura. As chapas laminadas foram tratadas termicamente à 900°C por uma hora, com a mesma atmosfera e mesmo resfriamento do tratamento térmico de solubilização, para garantir que as ligas apresentassem estrutura monofásica de grãos e maclas.

A partir das chapas solubilizadas foram retiradas amostras para o tratamento térmico de envelhecimento por até 1032 horas à temperatura de 550°C, no mesmo forno utilizado para o tratamento de solubilização e sob atmosfera de nitrogênio puro (99,99% N₂). De posse do material envelhecido foram separadas amostras que foram utilizadas para confecção dos corpos-de-prova de microdureza, metalografia e ensaio de tração.

Os corpos-de-prova destinados a microdureza e metalografia 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 chapa. Em seguida as amostras utilizadas nos ensaios de microdureza foram lixadas e polidas até o acabamento superficial propiciado por diamante de granulação 1 µm. A carga utilizada nas medidas de microdureza Vickers foi de 9,8 N (1 kgf), e cada amostra foi submetida a 30 medidas de microdureza distribuídas de forma a varrer toda a espessura da amostra.

Para revelação da microestrutura, as amostras inicialmente polidas até o acabamento superficial propiciado por diamante de granulação 1 µm foram polidas com sílica coloidal. A seguir 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 15s 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.

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

3 RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

Os corpos-de-prova destinados a microdureza foram lixados e polidos, conforme descrito no item materiais e métodos, e foram submetidos a 30 pontos de dureza para cada tempo de envelhecimento. Na Figura 1 estão apresentados os valores encontrados para cada liga como média e desvio padrão para cada tempo de envelhecimento, e além disso foi traçada uma curva média que representa o comportamento dessa família de ligas.

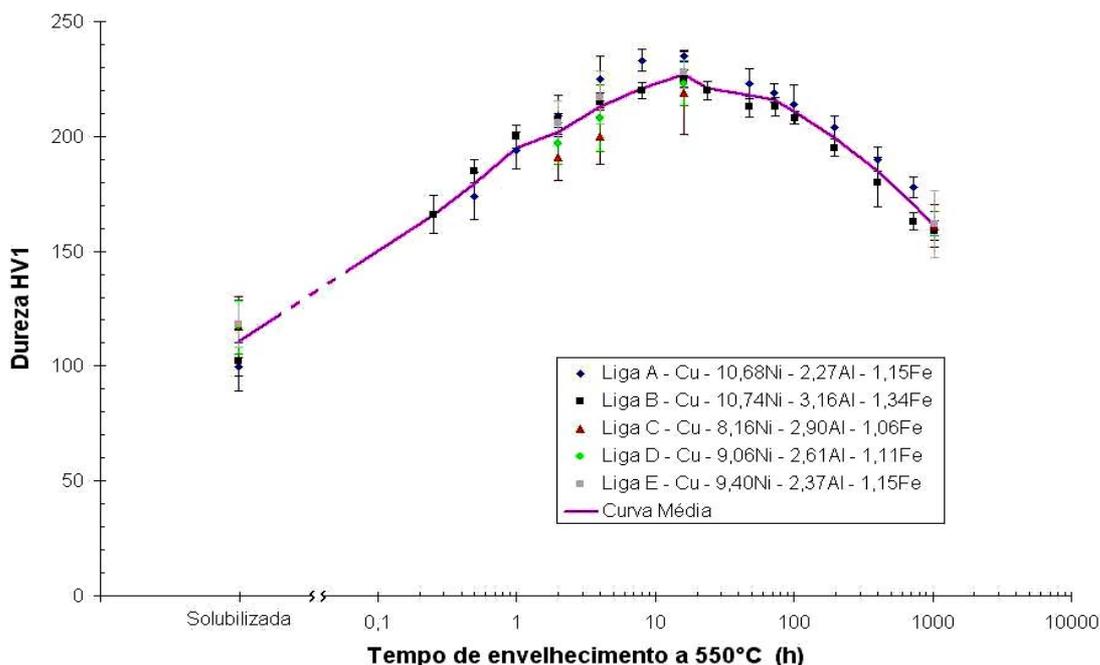


Figura 1 – Dureza em função do tempo de envelhecimento a 550°C das ligas em estudo

Os ensaios de microdureza Vickers revelaram um perfil de dureza, conforme Figura 1, característico das ligas em estudo, que em média aumentou de 110 HV1 na condição solubilizada, para 230 HV1 no tempo de 16 horas de envelhecimento a 550°C. A partir desse ponto essa propriedade apresentou decréscimo chegando no valor de 161 HV1 após 1032 horas de envelhecimento. Pode-se então definir que após 16 horas de tratamento térmico de envelhecimento inicia-se o superenvelhecimento que compromete a resistência mecânica do material em estudo.

Foram realizados ensaios de tração em todas as ligas em estudo com o intuito de obter a evolução das propriedades mecânicas. Para isso, para cada liga foram tracionados 5 corpos-de-prova, sendo um na condição solubilizada, dois no processo de envelhecimento (2 e 4 horas), um no máximo de dureza (16 horas) e um na condição superenvelhecida (720 horas para a liga A e 1032 horas para as demais ligas).

O método do ensaio de tração foi feito de modo a permitir o cálculo, de forma confiável, da curva tensão-deformação verdadeira permitindo numa segunda etapa a determinação dos coeficientes da equação de Hollomon [5]. Para isso, a força foi medida por célula de carga de 25 kN de leitura máxima, e o deslocamento medido por extensômetro, com comprimento inicial de 25 mm, até 4% de deformação, tendo o ensaio taxa de deformação de 0,35%/min no período controlado por extensômetro. Os resultados são apresentados na Figura 2.

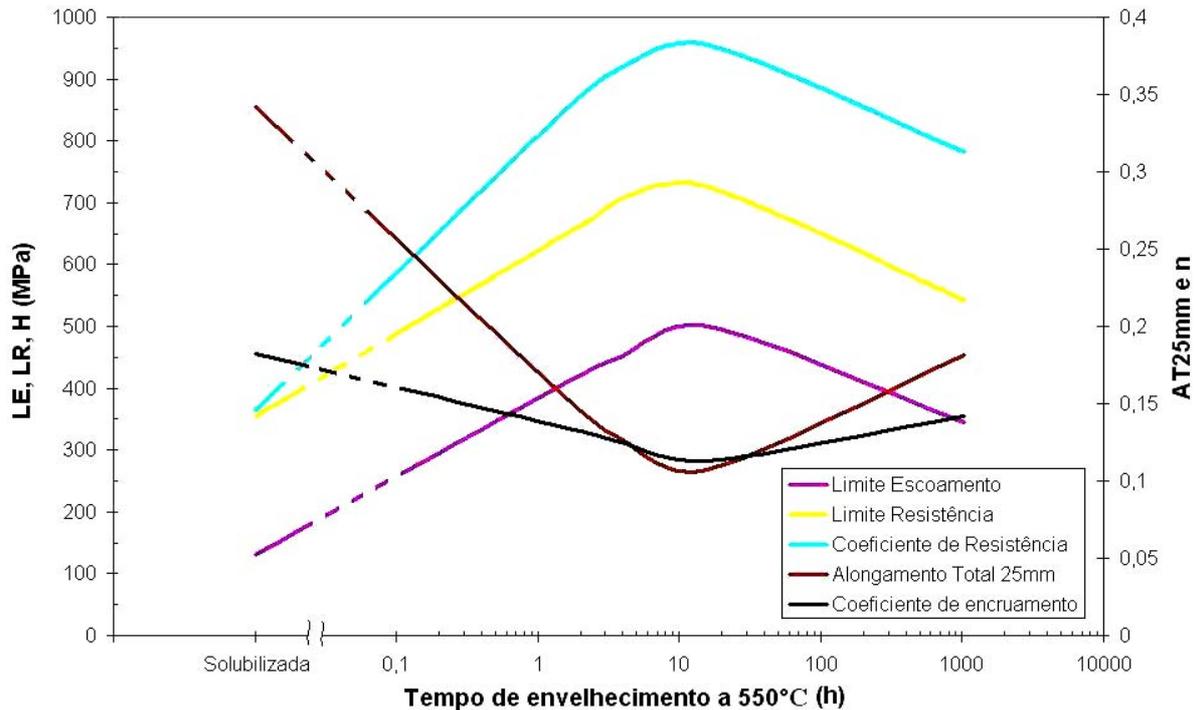


Figura 2: evolução das propriedades mecânicas (Limite de Escoamento, Limite de Resistência, Coeficiente de Resistência, Alongamento Total e Coeficiente de Encruamento) em função do tempo de envelhecimento a 550°C.

Os ensaios de tração realizados demonstraram um comportamento similar aos encontrados nos ensaios de microdureza, tendo o limite de escoamento, o limite de resistência e o coeficiente de resistência aumentado até o tempo de 16 horas e apresentando queda após esse tempo. O alongamento total e o coeficiente de encruamento apresentaram queda até o tempo de 16 horas, voltando a aumentar após esse tempo. Comportamento que era esperado e que pode ser encontrado na maioria dos metais endurecidos pela precipitação de partículas de segunda fase, onde o aumento da resistência mecânica ocorre em detrimento da sua ductilidade. O aumento nas propriedades mecânicas pode ser atribuído à precipitação de Ni_3Al , que pode ser observada nas micrografias apresentadas na Figura 3, já que a análise das micrografias por microscopia óptica das amostras solubilizadas revelou que se trata de uma estrutura solubilizada de grãos e maclas. No entanto, durante o tratamento de envelhecimento observou-se a precipitação de uma segunda fase, caracterizada como Ni_3Al , que começa a ser observada em pequenos tempos de envelhecimento (30 minutos).

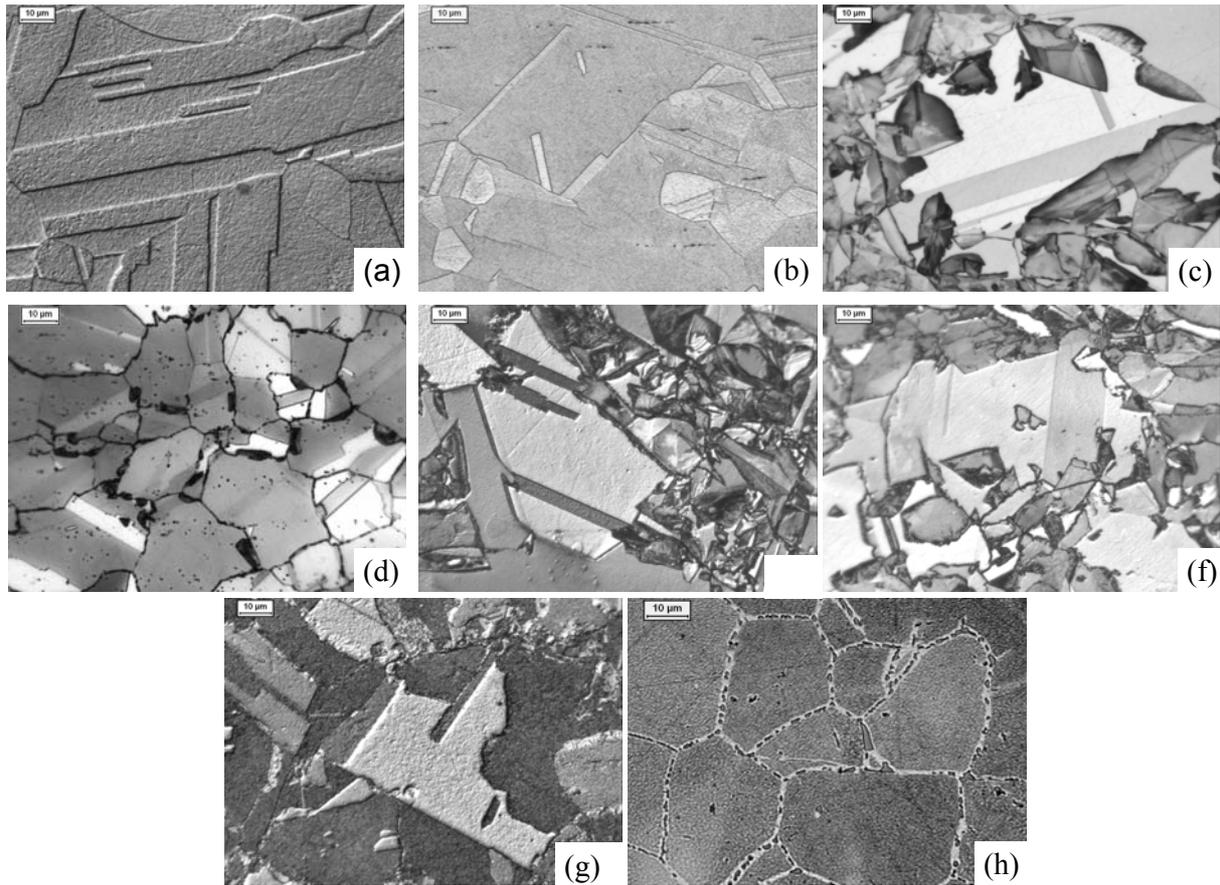


Figura 3: Microestruturas das amostras em estudo. (a) Amostra liga A Solubilizada, (b) Amostra liga D Solubilizada, (c) Amostra liga A envelhecida 2 horas, (d) Amostra liga D envelhecida 2 horas, (e) Amostra liga A envelhecida 4 horas (f) Amostra liga A envelhecida 16 horas, (g) Amostra liga A envelhecida 720 horas, (h) Amostra liga C envelhecida 1032 horas.

Nas amostras envelhecidas, a análise por microscopia óptica revelou que o coalescimento dos precipitados em contorno de grão inicia-se com 4 horas de envelhecimento a 550°C. Porém, conforme indicam as Figuras 1 e 2, a dureza e a resistência mecânica aumentam até o tempo de 16 horas de envelhecimento. Esse fato evidenciaria a existência de precipitação intragranular entre 4 e 16 horas que não pode ser observado por microscopia óptica.

Os precipitados intragranulares são mais finos e dispersos, o que dificultaria a visualização por microscopia óptica. Isso ocorre, pois a precipitação intragranular é um processo mais lento e difícil, ou seja não é o lugar preferencial de precipitação.

O início do coalescimento do precipitado no envelhecimento por 4 horas não afetou as propriedades mecânicas, visto que a precipitação intragranular “compensou” a diminuição da dureza devido ao coalescimento intergranular, resultando em uma dureza crescente até tempo de envelhecimento de 16 horas.

Após 16 horas de tratamento térmico o efeito do coalescimento fica mais evidente, podendo ter se iniciado o coalescimento dos precipitados intragranulares, provocando queda acentuada na dureza. Observa-se ainda através das micrografias da Figura 3 que existe diferença morfológica dos precipitados em relação à composição química da liga.

A simulação no *Software* Thermo-Calc[®] indicou como Ni₃Al o precipitado formado pelo tratamento térmico de envelhecimento, além de fornecer a curva de fração em massa de precipitado pela temperatura de envelhecimento, conforme Figura 4.

Observa-se que a fração em massa de precipitado varia de 0,053 a 0,082, porém devido aos valores de dureza apresentados na Figura 1 nota-se que não existem diferenças significativas entre as ligas.

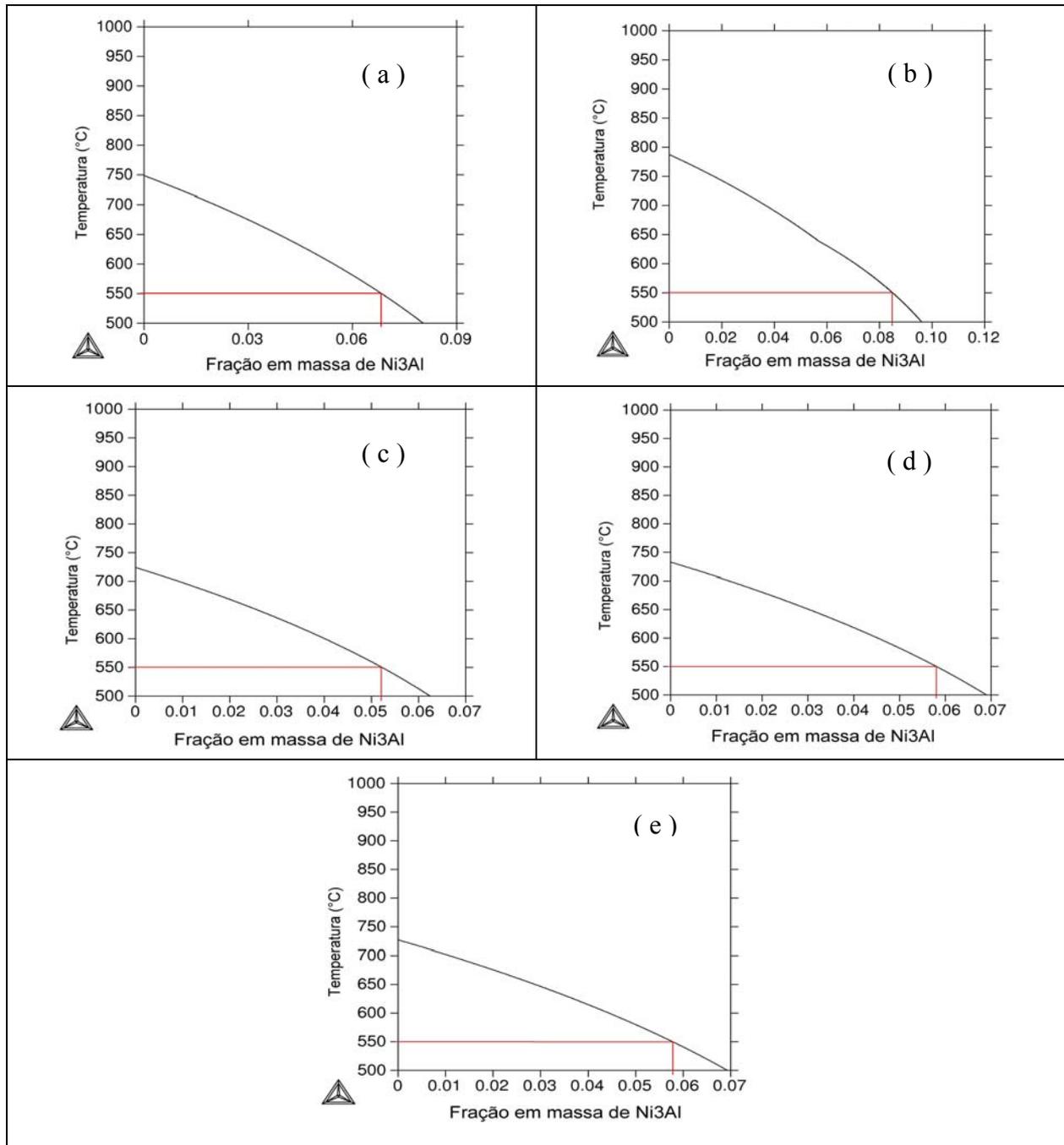


Figura 4: Fração em massa de precipitado (Ni_3Al) em função da temperatura de envelhecimento: (a) Liga A; (b) Liga B; (c) Liga C; (d) Liga D; (e) Liga E

Estudos previamente realizados para a liga comercial Marinel[®], um cuproníquel desenvolvido para utilização em ambientes extremamente corrosivos, cuja composição contém Cu, 19% Ni, 1,8% Al, 1,2% Fe, também indicam a precipitação de fase Ni_3Al .^[6] A precipitação de Ni_3Al também pode ser encontrada na liga estudada por Zdzislaw Sierpinski e Janusz Gryziecki com composição química Cu, 10% Ni e 1,3% Al.^[7]

4 CONCLUSÕES

Do presente trabalho pode-se concluir que:

- O tratamento de envelhecimento a 550°C atinge pico de dureza máximo com 16 horas de envelhecimento com valor máximo de 230 HV1 na média das ligas, após esse tempo inicia-se o superenvelhecimento que promove a queda nas propriedades mecânicas.
- O aumento da dureza é provocado pela precipitação de Ni₃Al que ocorre preferencialmente em contornos de grão até 4 horas de tratamento de envelhecimento, quando se inicia o coalescimento dos precipitados em contorno de grão. Porém, fica evidente a existência de precipitação intragranular, pois apesar do coalescimento intergranular observado a dureza continua a aumentar até o tempo de 16 horas de envelhecimento.

Agradecimentos

Os autores agradecem a FEI, a FAPESP (04/13072-0) e ao CNPq (478907/2004-4) pelo suporte na realização do trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 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
- 2 LIBERTO, R.C.N.; MAGNABOSCO, R; Propriedades mecânicas de ligas cuproníquel 90-10 (Cu10Ni) com adição de ferro e alumínio. In: 59º Congresso Anual da ABM, São Paulo-SP, 2004
- 3 BENDAL, K.C. *A longer life in the ocean waves*. Materials World, n.12, v.5. p.711-713, 1997.
- 4 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
- 5 Dowling, N. E.-A, "*Mechanical behaviour of materials*", Prentice Hall, New Jersey, USA, 2. ed., 1999, pp. 108-139.
- 6 GRYLLS, R.J.; TUCK, C.D.S.; LORETTO, M.H. "*Strengthening of a cupronickel alloy by an ordered L12 phase*". UK: Elsevier, 2001.
- 7 SIERPINSKI, Zdzislaw; Gryziecki, Janusz; "Phase transformations and strengthening during ageing of CuNi10Al13 alloy", Poland, 1999