

CINÉTICA EMPÍRICA DO ENVELHECIMENTO DE LIGAS DE COBRE COM MEMÓRIA DE FORMA DEFORMADAS A FRIO¹

J.L.L.Gama²
R.A.S. Ferreira³
C.C. Dantas⁴

Resumo

A cinética empírica das transformações de fases foi estudada em ligas a base de cobre com memória de forma. Neste estudo foram empregados os modelos empíricos de Johnson-Mehl-Avrami-JMA e Floreen-Decker-FD, em três ligas, laminadas 15% a frio, de composição nominal Cu-12Ni-4Ni, Cu-12Ni-4Al-3Mn e Cu-14Al-4Ni-0,25Ti-0,05B (% em peso). Os diferentes domínios de transformações de fases foram identificados por análise térmica diferencial-DSC e a identificação de fases presentes foi realizada pelo emprego de difração de raios-X. Baseados nos domínios das transformações de fases identificados por DSC, foram realizados tratamentos térmicos em diferentes temperaturas e, para se avaliar os efeitos dos tratamentos sobre a evolução microestrutural, a dureza Vickers-5Kg foi medida nas diferentes condições de tratamento. Os resultados desta evolução mostraram-se bastante perturbados e foram justificados pela multiplicidade de transformações sendo que algumas destas ocorrem simultaneamente à recristalização. Durante o estudo da cinética, os parâmetros K e n das equações foram determinados de modo a melhor ajustar os resultados experimentais aos modelos empíricos propostos. Os resultados mostraram que os valores de n ficaram em torno de 0,5 no primeiro estágio e próximo de 0,1 no segundo, para ambos os modelos. Considerando-se o grande número de fases e a natureza complexa das transformações, pode-se dizer que houve razoável ajuste dos dados experimentais aos modelos empregados, sendo o modelo JMA o que melhor se ajustou.

Palavras-chave: Transformação de fase; Cinética empírica; Ligas de cobre; Memória de forma.

EMPIRIC KINETICS OF COPPER ALLOYS AGING WITH SHAPE MEMORY COLD DEFORMED

Abstract

The empiric kinetics of phase transformations was studied in alloys based on copper with shape memory. In this study the empiric models of Johnson-Mehl-Avrami-JMAA and Floreen-Decker-FD were used in three alloys laminated 15% cold, with nominal composition Cu-12Ni-4Ni, Cu-12Ni-4Al-3Mn and Cu-14Al-4Ni-0,25Ti-0,05B (% in weight). The different dominions of phase transformations were identified by diferencial thermal analysis-DSC while the identification of present phases was accomplished by the use of X-ray diffraction. Based upon the dominions of the phase transformations identified by DSC, thermal treatments were realized in different temperatures and in order to evaluate the effects of the treatments on the microstructural evolution the Vickers-5kg hardness was measured in different conditions of treatment. The results of this evolution denoted to be very disturbed and were justified due to the multiplicity of transformations, although some of them occur simultaneously to the recrystallization. During the kinetics study the parameters K and n of the equations were determined in order to better adjust the experimental results to the empiric models proposed. The results showed that the values of n were about 0,5 in the first stage and nearly 0,1 in the second stage for both models. Considering the great number of phases as well as the complex nature of the transformations, it is possible to say that there was a reasonable adjustment of the experimental data to the models used, however the JMA model was the one which had better adjustment.

Key words: Phase transformation; Empiric kinetics; Copper alloys; Shape memory

¹ Contribuição técnica apresentada no 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Professor da Coordenadoria de Mecânica, CEFET-AL, e-mail: jorgelaurianog@bol.com.br

³ Professor adjunto do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE

⁴ Professor Titular do Departamento de Engenharia Nuclear da UFPE

INTRODUÇÃO

O Envelhecimento das ligas de cobre com memória de forma acentua a sua natureza frágil em decorrência da precipitação das fases α , γ_2 e NiAl em condições de serviço. A não uniformidade de respostas destas fases às solicitações de natureza térmica favorece a ocorrência de efeitos simultâneos de dissolução ou recristalização e precipitação. Estudos de Hornbogen (1) e Köester (2) revelaram que ligas de cobre do sistema Cu-Zn e Cu-Sn não deformadas, entre outros materiais, quando bifásicas ($\alpha+\beta$) apresentam esta característica. Em seus estudos, estes autores buscaram modelar empiricamente estes efeitos. O grande número de variáveis envolvidas e as dificuldades experimentais em caracterizá-las fizeram com que Hornbogen e Köester considerassem o modelamento de natureza tão complexo que haveria grande dificuldade em reproduzi-lo, não havendo, para efeitos práticos, nenhuma validade. Estariam interferindo na evolução microestrutural, a forma, número, fração volumétrica, distância entre precipitados; tamanho de grão, pureza dos materiais constituintes da liga; modo e intensidade da deformação. A simultaneidade das transformações de fases nestas ligas e as dificuldades em identificar o limite entre elas faz com que o modelamento empírico seja bastante complexo sendo muito pouco explorado.

Estudos mais recentes propõem algumas equações com a intensão de modelar estes sistemas de ligas, baseado no monitoramento da temperatura ou da dureza (3) em função do tempo. Inicialmente, a precipitação coerente durante envelhecimento foi analisada em ligas do sistema Cu-Zn-Al e Cu-Al-Ni isentas de deformação. Neste como em muitos outros estudos foram constatados que para pequenos tempos de envelhecimento a precipitação é coerente. Nestes estudos, os autores consideraram que existe, nas ligas estudadas, uma analogia quantitativa entre a movimentação das discordâncias em deslizamento plástico e a movimentação da interface matriz / precipitado. Isto favorece o monitoramento das transformações uma vez que possibilita associar o endurecimento com a temperatura de degradação das transformações termoelásticas. Wilson (4), baseando-se na equação proposta por Floreen e Decker-FD (5), revelou, estudando uma liga ferrosa do tipo Fe-Ni-Mn não deformada plasticamente, que a precipitação coerente durante o envelhecimento poderia ser monitorada através da variação da propriedade dureza em função do tempo, semelhantemente à proposta de Morawiec e Gigla (3). Estas semelhanças apontam para a possibilidade do modelo empregado para as ligas de ferro também ser aplicado às ligas de cobre. A equação de Johnson-Mehl-Avrami-JMA tem sido tradicionalmente aplicada em estudos de cinética empírica em materiais envolvendo transformações por nucleação e crescimento, onde a evolução é descrita através das variações de uma propriedade do material.

No Presente estudo busca-se modelar a cinética empírica de precipitação durante envelhecimento em três ligas de cobre de composição nominal Cu-12Al-4Ni, Cu-12Al-4Ni-3Mn e Cu-14Al-4Ni-0,25Ti-0,05B deformadas 15% a frio. A deformação plástica produzida em nossos materiais intensifica o processo difusivo das transformações de fases e visa aproximar os experimentos em laboratório às práticas industriais. Com este estudo pretende-se estabelecer, através do modelo, uma seqüência termomecânica, de modo a adequar a relação entre propriedade mecânica, temperatura e tempo de tratamento, sem discorrer com detalhes sobre o grande número de variáveis envolvendo as transformações de fases.

MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas para estudo, com composição nominal Cu-12Al-4Ni, Cu-12Al-4Ni-3Mn e Cu-14Al-4Ni-0,25Ti-0,05B, foram elaboradas num forno de indução de 24 KVA, utilizando-se elementos químicos de alta pureza. Os lingotes foram fabricados com dimensões 3x15x30 cm. Depois de homogeneizados a 920°C por 44 horas, estes lingotes foram submetidos a solubilização (betatização) a 850°C por 30 minutos, seguido de resfriamento em água. Após estes tratamentos preliminares, estes lingotes foram seccionados em amostras de 3 mm de espessura. As amostras foram submetidas à laminação à quente com cerca de 30% de redução na espessura, seguido de uma laminação a frio com deformação de 15%. Amostras laminadas a frio foram analisadas por calorimetria diferencial-DSC para identificação dos domínios de transformação. As análises foram realizadas em condições dinâmicas (não isotérmicas) a uma taxa de aquecimento de 10°C/min. Nestes experimentos foram usados cadinhos de platina (Pt) tanto para a amostra quanto para a referência de molibdênio (Mo). Baseado nas identificações dos domínios por DSC foram realizados tratamentos térmicos a 425°C na liga Cu-Al-Ni, a 430°C na liga Cu-Al-Ni-Ti-B e 440°C na liga Cu-Al-Ni-Mn, com diferentes durações entre 1 e 180 minutos para se avaliar os efeitos mútuos de recristalização e precipitação. Outros tratamentos foram realizados em diferentes domínios de transformação de fases, comuns aos três materiais. Nestes tratamentos foram utilizadas as temperaturas de 380, 585, 600 e 700°C para tempos de exposição também variando entre 1 e 180 minutos. A identificação das fases presentes foi realizada pelo emprego de difração de raios-X. Para se avaliar os efeitos dos tratamentos na evolução microestrutural, foram feitas medidas de dureza Vickers com carga de 5Kg em amostras tratadas para comparação posterior com as amostras somente encruadas. Nestas análises, considerou-se o valor da dureza por amostra como sendo a média entre sete leituras.

Para o estudo da cinética das transformações foram usados dois modelos. O modelo empírico proposto por Floreen e Decker-FD (5) tem a seguinte forma:

$$\Delta H = (Kt)^n \quad [1]$$

onde

$\Delta H = H_i - H_0$ sendo H_i = dureza no tempo considerado; H_0 = a dureza inicial; K = uma constante relacionada ao processo; t = o tempo de exposição do material a temperatura considerada; e n = uma constante bastante influenciada pela temperatura. A partir dos dados obtidos experimentalmente, foram traçados gráficos da forma $\ln(H_i - H_0)$ versus $\ln(t)$ para obtenção dos parâmetros n e K da equação 1.

O outro modelo, proposto por Johnson-Mehl-Avrami-JMA, a evolução é caracterizada pela fração transformada (Y) conforme está mostrado na equação 2:

$$Y = 1 - \exp[-(Kt)^n] \quad [2],$$

Na equação 2, $Y = [(H_i - H_0) / (H - H_0)]$ é a fração transformada; H_i = dureza no tempo considerado; H_0 = dureza inicial do material na condição de encruado, H = a dureza final ou maior valor de dureza observado; K = uma constante dependente do processo; t = o tempo de exposição a temperatura considerada; e n é um expoente influenciado pela temperatura.

A partir dos dados obtidos experimentalmente com este modelo, foram traçados gráficos da forma $\text{Ln}[-\text{Ln}(1-Y)]$ versus $\text{Ln}(t)$ a partir dos quais os parâmetros cinéticos K e n puderam ser determinados.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados de análise térmica em DSC mostrados em um outro trabalho nosso (6) indicaram pico endotérmico em torno de 430°C associado às intensas transformações de fases; predominante a precipitação de fases estáveis a esta temperatura. Foi constatada logo no início do pico uma suave depressão que vai dando continuidade ao pico maior, sugerindo efeitos mútuos de recristalização e precipitação. Pode-se então dizer que houve precipitação intercalada por recristalização. A recristalização (pico exotérmica) atuaria compensando parte da energia consumida pela precipitação (pico endotérmica) com sucessivas transformações de fases (7). Estas constatações foram verificadas em maior ou menor grau nas três ligas estudadas tendo sido confirmadas em ensaio de dureza. Neste ensaio observou certa oscilação, com queda intercalada com a elevação da dureza. Esta oscilação situou-se em torno de 900 segundos (25 min.) de exposição nas correspondentes temperaturas de pico endotérmico identificadas como 440°C para a liga Cu-Al-Ni, 425°C para liga Cu-Al-Ni-Mn e 430°C para a liga Cu-Al-Ni-Ti-B. Durante as transformações de fases foram identificadas por difração de raios-X (6) precipitação das fases α , γ_2 , NiAl e TiB_2 .

Os valores de n obtidos para cada modelo e material nas temperaturas de tratamentos foram tabelados e estão apresentados na Tabela 1. Alguns valores de dureza medidos, empregados na construção da curva de dureza em função do tempo para cada temperatura de tratamento, e os valores obtidos na verificação dos modelos estão apresentados na Tabela 2.

As equações do tipo $Y = A + Bx$ indicaram razoável aproximação com um fator de correlação médio próximo a 0,96, para ambos os modelos. Os menores fatores de correlação, em torno de 0,90 foram observados nas temperaturas e materiais onde foram observados os efeitos mútuos de recristalização e precipitação naturalmente justificados pelo intenso desordenamento estrutural durante as transformações de fases. Os valores de dureza analisados apresentaram intervalos (ΔHV) de 203, 54 e 187 para os materiais Cu-Al-Ni, Cu-Al-Ni-Mn e Cu-Al-Ni-Ti-B, respectivamente. Wilson (4), empregando a equação de Floreen e Decker-FD, observou estudando o envelhecimento de uma liga Fe-12Ni-6Mn (aço maraging de alta resistência mecânica), um fator de correlação de 0,999971 para uma oscilação na dureza de até 150HV. As intensas e numerosas transformações de fases e a natureza não homogênea de resposta a propriedade dureza das fases presentes nas ligas de cobre do sistema Cu-Al-Ni pôde justificar este pior ajuste. Isto, no entanto, não invalida a constatação da tendência de comportamento observado para as ligas empregadas no presente estudo.

Os valores de n mostrados na Tabela 1 puderam identificar a ocorrência de algumas alterações nas velocidades das transformações de fases. Como mostrado em um outro trabalho nosso (8) aos valores positivos, associados a inclinação crescente da curva $\text{Ln} x \text{Ln}$, puderam ser atribuídos a atuação predominante de precipitação enquanto os valores negativos, com inclinação decrescente, sugerem recristalização ou dissolução de fases. Na temperatura de 380°C para os materiais Cu-Al-Ni, para ambos os modelos, e Cu-Al-Ni-Ti-B, para o modelo JMA, e nas

temperaturas 600 e 700°C para as três ligas, foram observadas únicas cinéticas durante as transformações indicando um comportamento estruturalmente homogêneo ao longo do envelhecimento. A dupla cinética observada para a liga Cu-Al-Ni-Mn pode ser associada no primeiro estágio, a rápida resposta ao efeito da temperatura sobre o processo difusional que se intensifica (8). Nas temperaturas de 440°C para o material Cu-Al-Ni, 425°C para o material Cu-Al-Ni-Mn e 430°C para o Cu-Al-Ni-Ti-B, temperaturas estas correspondentes aos efeitos mútuos de recristalização e precipitação e a 585°C, esta para os três materiais, foram identificadas duplas cinéticas durante as transformações. A atuação da recristalização no caso das primeiras temperaturas para os respectivos materiais e o início de dissolução da fase α a 585°C podem justificar a mudança de declividade indicando decréscimo no valor de dureza com o tempo. A determinação de n tanto pelo modelo de FD quanto pelo modelo de JMA mostraram tendência de mudança na declividade com razoável concordância. Uma única exceção foi observada para o material Cu-Al-Ni-Mn na temperatura de 585°C onde o modelo de JMA indica declividade decrescente já no início do processo e o modelo FD sugere mudança na declividade acentuando a inclinação decrescente no segundo estágio.

Tabela 1 – Valores de n obtidos nas diversas temperaturas de ensaio.

T(°C)	n					
	Cu-Al-Ni		Cu-Al-Ni-Mn		Cu-Al-Ni-Ti-B	
	JMA	FD	JMA	FD	JMA	FD
380	2,24	0,24	1,36	0,94	0,77	0,55
			-0,39	-0,21		0,065
Tp*	0,82	0,72	0,43	0,29	0,63	3,076
	0,52	0,22	0,36	0,047	1,68	0,088
585	0,88	0,46	-0,51	-0,34	0,49	0,25
	-1,09	-0,49		-0,44	-1,10	-0,48
600	0,85	0,83	0,067	0,062	1,28	1,26
700	0,10	0,051	0,12	0,063	-0,65	0,082

*Tp=440°C para Cu-Al-Ni; 425°C para Cu-Al-Ni-Mn; 430°C para Cu-Al-Ni-Ti-B.

Os valores relativos de n situam-se numa média em torno de 0,5 para temperatura até 585°C vindo cair próximo a 0,1 a partir de 585°C, sendo a transição no comportamento observado justo para tempos em torno de 900 segundos (25 min.) de exposição. Lelatto e Morawiec (9) estudando o processo de envelhecimento de uma liga Cu-13Al-3Ni-0,25Ti-0,06B na temperatura de 200°C sugeriram que o valor de n estaria em torno de 0,5 para tempos até cerca de 30 horas de exposição, caindo para 0,1 a partir daí. Estes pesquisadores revelaram que o comportamento observado para esta liga atendia a uma relação bastante semelhante a sugerida por FD do tipo

$$\Delta HV = A_0 t^n \quad [3]$$

onde

ΔHV corresponde a variação na dureza; A_0 é uma constante; t é o tempo de exposição a temperatura.

As diferenças na composição química e no estado inicial encruado além das temperaturas relativamente maiores aqui empregadas justificam as diferenças nos resultados entre o nosso estudo e o de Morawiec e Gigla (3) no material Cu-14Al-4Ni-0,25Ti-0,05B.

Tabela 2 – Valores de durezas medidos e obtidos segundo os modelos de JMA e FD.

T(°C)	Dureza (HV5) – H								
	Cu-Al-Ni			Cu-Al-Ni-Mn			Cu-Al-Ni-Ti-B		
	Medido ⁺	Obtido _o		Medido ⁺	Obtido _o		Medido ⁺	Obtido _o	
		JMA	FD		JMA	FD		JMA	FD
380	355,4 ⁷²⁰⁰	359,6 _{-4,0}	349,3 _{+1,72}	324,5 ⁴²⁰	320,3 _{+1,3}	307,6 _{+5,2}	360,7 ⁹⁰⁰	367,2 _{-1,8}	359,4 _{+0,4}
	369,6 ⁹⁰⁰⁰	369,6 _{-0,002}	354,8 _{+4,0}	353,2 ⁹⁰⁰⁰	354,1 _{-0,2}	353,4 _{-0,05}	414,7 ⁷²⁰⁰	418,2 _{-0,8}	417,9
Tp*	392,1 ⁹⁰⁰	398,7 _{-1,69}	435,8 _{-11,2}	385,5 ⁴²⁰	367,3 _{+4,7}	369,5 _{+4,2}	435,0 ⁹⁰⁰	437,6 _{-0,6}	1,9.10 ⁵
	444 ⁷²⁰⁰	443,6 _{-0,08}	436,0 _{+1,8}	361,3 ⁷²⁰	355,4 _{+1,6}	370,5 _{-2,6}	482,4 ⁷²⁰⁰	482,4 _{-0,005}	44157,5
585	344,8 ¹⁸⁰	372,5 _{-8,0}	363,6 _{-5,4}	309,6 ⁴²⁰	333,3 _{-7,7}	349,0 _{-12,7}	434,0 ⁹⁰⁰	443,9 _{-2,3}	450,5 _{-3,8}
	314,9 ⁷²⁰⁰	324,6 _{-3,1}	325,9 _{-3,5}	277,5 ⁷²⁰⁰	297,3 _{-7,1}	305,6 _{-10,1}	409,9 ⁴⁸⁰⁰	412,3 _{-0,6}	395,7 _{+3,5}
600	338,4 ³⁶⁰⁰	252,4 _{+25,4}	252,4 _{+25,4}	276,0 ¹⁸⁰⁰	287,3 _{-4,1}	287,3 _{-4,1}	353,6 ³⁶⁰⁰	283,1 _{+19,9}	283,1 _{+19,9}
	340,8 ⁷²⁰⁰	255,4 _{+25,1}	255,4 _{+25,1}	267,7 ⁷²⁰⁰	267,7 _{-7,6}	288,0 _{-7,6}	341,4 ⁷²⁰⁰	288,3 _{+15,6}	288,2 _{+15,6}
700	232,8 ¹⁸⁰⁰	242,0 _{-3,9}	241,9 _{-3,9}	254,7 ³⁶⁰⁰	263,4 _{-3,4}	263,2 _{-3,3}	174,6 ¹⁸⁰⁰	179,9 _{-3,1}	85,0 _{+51,3}
	225,7 ⁷²⁰⁰	243,1 _{-7,7}	243,1 _{-7,7}	224,2 ⁷²⁰⁰	265,0 _{-18,2}	264,9 _{-18,2}	201,9 ³⁶⁰⁰	197,5 _{+2,2}	73,7 _{+63,5}

*Tp=440°C para Cu-Al-Ni; 425°C para Cu-Al-Ni-Mn; 430°C para Cu-Al-Ni-Ti-B;

medido⁺: valor da dureza e o respectivo tempo de exposição (segundo);

obtido_o= valor de dureza e o respectivo erro relativo percentual (e%) comparado ao valor medido.

A Tabela 2 mostra os valores de dureza medidos e os obtidos para avaliação dos modelos de JMA e FD. Nela podemos ver que os valores de dureza obtidos se ajustaram com boa aproximação aos valores obtidos, tendo sido observado um erro relativo percentual em torno de 3% para temperaturas até 585°C. Nas temperaturas de 600 e 700°C estes erros foram relativamente maiores. Nestas temperaturas de envelhecimento, a dissolução total ou parcial das fases frágeis como γ_2 e NiAl nos três materiais além de TiB₂ na liga com Ti+B, favoreceu menores dispersões nos valores medidos. Nestas condições foram verificados maiores uniformidades de respostas e menores ajustes dos dados aos modelos, sugerindo que para pequenas oscilações na dureza ocorrem piores ajustes. Nestas temperaturas (600 / 700°C) as oscilações de dureza foram de 107 / 4, 30 / 23 e 70 / 74 HV para os materiais Cu-Al-Ni, Cu-Al-Ni-Mn e Cu-Al-Ni-Ti-B, respectivamente. Os piores ajustes foram observados na temperatura de 585°C para o material Cu-Al-Ni-Mn para o modelo de FD; a 600°C, para o material Cu-Al-Ni em ambos os modelos e, para a liga Cu-Al-Ni-Ti-B no modelo de FD. A 700°C o pior ajuste foi observado para a liga Cu-Al-Ni-Ti-B, modelo de FD. Pudemos concluir que ambos os modelos atenderam com razoável aproximação para temperaturas até 585°C. A elevação da temperatura a partir de 585°C fez aumentar a dispersão sendo mais acentuada para o modelo FD. A falta de resposta homogênea e uniforme ao longo das transformações de fases como anteriormente comentamos permite-nos considerar que houve, no computo global dos resultados, uma razoável aproximação dos dados sendo o modelo de JMA o que melhor ajuste possibilitou sendo por isso recomendado o emprego no sistema de ligas pesquisadas no presente trabalho.

CONCLUSÕES

- Exceto para temperatura de 380⁰C para o material Cu-Al-Ni-Mn onde foi observada dupla cinética com tendência a declividade positiva no primeiro estágio e negativa no segundo, foram identificadas únicas cinéticas nas temperaturas de 380, 600 e 700⁰C para as três ligas estudadas. A 440, 430 e 425 para os materiais Cu-Al-Ni, Cu-Al-Ni-Mn e Cu-Al-Ni-Ti-B, respectivamente, e a 585⁰C, exceto para a liga Cu-Al-Ni, modelo JMA, foram observadas duplas cinéticas com tendência de declividade positiva no primeiro estágio e negativa no segundo estágio. O primeiro estágio, com declividade positiva, foi atribuído a intensa precipitação enquanto o segundo estágio pôde ser associado a transformações de fases envolvendo recristalização ou dissolução.
- Os valores de n variaram a um valor médio de 0,5 para temperaturas até 585⁰C e 0,1 para temperaturas a partir de 585⁰C para os três materiais, havendo maior concordância para as condições de melhor ajuste. Esta transição ocorreu para tempos aproximados de 900 segundos (25 min.).
- Com algumas exceções ocorridas para curvas onde houve pouca oscilação no valor de dureza, houve razoável ajuste dos dados aos modelos sendo o modelo JMA onde foram observados os melhores ajustes, sendo recomendado para ligas de cobre do sistema Cu-Al-Ni.

AGRADECIMENTOS

Desejamos expressar nossos agradecimentos ao CNPq e ao CEFET-AL pelo suporte financeiro e à UFPE por disponibilizar seus laboratórios.

REFERÊNCIAS

- 1 - Hornbogen, E. in: *Praktische Metallographie*, v.7, p.349-360, Stuggard, 1970.
- 2 - Köester, U. *Metal Science*, v.8, p.151-160, 1974.
- 3 - Morawiec, H. e Gigla, M. *Acta Metall. Mater.* v.42, n.8, p.2683-2686, 1994.
- 4 - Wilson, E. A. *Scripta Mater.*, v.36, p.1179-1185, 1997.
- 5 - Floreen, S. e Decker, R.F. *Trans. ASM*, v.55, p.518, 1962.
- 6 - Gama, J.L.L., Dantas, C.C., Quadros, N.F., Ferreira, R.A. e Yadava, Y.P. *Metall. and Mat. Tras. A*, v.37A, p.77-87, 2006.
- 7 - Hornbogen, E. e Köester in: *Recrystallization of Metallic Materials*, Cap.8, F. Haessner, p.159-194, Stuttgart, 1978.
- 8 - Gama, J.L.L. *Transformação de fase em ligas de cobre com memória de forma*. Tese de Doutorado, UFPE, Recife-PE, nov., 2003.
- 9 - Lelatko, J. e Morawiec, H. *J. of Mat. Science*, v.31, p.2767-2773, 1996.