

## A Cinética de Recristalização da Liga de Alumínio AA 8023

P. B. Guimarães<sup>1,2\*</sup>, C. A. N. Oliveira<sup>2</sup>, R. J. F. da Silva<sup>2</sup>, Y. P. Yadava<sup>1</sup>, R. A. S. Ferreira<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Departamento de Engenharia Mecânica – Universidade Federal de Pernambuco

Av. Acadêmico Hélio Ramos s/n, Cidade Universitária, CEP 50.740-530, Recife – PE, Brasil

<sup>2</sup>Departamento de Mecânica – Instituto Federal de Pernambuco

Av. Professor Luiz Freire, 500, Cidade Universitária, CEP 50740-540, Recife – PE, Brasil

(Recebido em 29/09/2011; revisado em 15/10/2011; aceito em 15/10/2011)

(Todas as informações contidas neste artigo são de responsabilidade dos autores)

### Resumo:

A liga de alumínio AA 8023 foi recozida isotermicamente em temperaturas e tempos variados para estabelecimento da cinética de recristalização a partir da propriedade mecânica (limite de escoamento) para melhor entendimento da fenomenologia formabilidade x resistência. As amostras tratadas foram submetidas a ensaio de tração uniaxial, segundo a norma ASTM-E8M-89B, para levantamento das curvas propriedade versus tempo. Os valores dos limites de escoamento foram relacionados biunivocamente aos da fração transformada para determinação da cinética de recristalização. Os resultados mostraram que a cinética de recristalização descrita utilizando equações, obtidas indiretamente a partir da propriedade mecânica considerada, aproximam-se do comportamento sigmoidal proposto por Johnson-Mehl-Avrami e que o processo possui energia de ativação entre 71 KJ/mol e 82 KJ/mol.

**Palavras-chave:** Cinética de recristalização; liga de alumínio; propriedade mecânica.

### Abstract:

The aluminum alloy AA 8023 was isothermally annealed on temperatures and times varied for determination of the kinetics of recrystallization from the mechanical properties (flow stress) for better understanding of the phenomenology formability x mechanical resistance. The treated samples were submitted to mechanical tests of stress-strain, according to the ASTM-E8M-89B norm to obtain of the property versus time of treatment curves. The values of the flow stress were related to the fraction transformed for determination of the kinetics of recrystallization. The results showed that the kinetics of described recrystallization using equations, obtained indirectly from the mechanical properties consideration, approaches the sigmoidal behavior proposed by Johnson-Mehl-Avrami and it has energy of activation between 71 KJ/mol and 82 KJ/mol.

**Keywords:** Kinetics of recrystallization; aluminium alloys; mechanical properties.

## 1. Introdução

Atualmente as ligas de alumínio estão entre as mais utilizadas na indústria em diversos tipos de aplicações [1]. Diferentes seqüências termomecânicas foram produzidas, tendo em vista a aplicação desta liga a diferentes produtos derivados. Para o caso específico de alumínio e suas ligas deformadas a frio, a quantificação da fração transformada utilizando a análise de imagens a partir da microestrutura torna-se inviável, devido a não haver um bom contraste dos contornos de grão. Esse estudo utilizou métodos indiretos onde a variação de uma propriedade mecânica (limite de escoamento) foi associada a uma variação da fração recristalizada [2,3].

Uma vez determinada a cinética de recristalização é possível definir de antemão as condições de tratamento ideais

(tempos e temperaturas), a fim de adequar as propriedades mecânicas do material às especificações do produto final.

Do ponto de vista científico, este estudo deu suporte fundamental para a compreensão dos fenômenos envolvidos nesse processo, transformando o conhecimento científico em tecnologia, fundamental à indústria de transformação. Neste trabalho foi estudada a cinética de recristalização da liga AA 8023, com o objetivo de se compreender melhor a fenomenologia *formabilidade x resistência*.

## 2. Materiais e Métodos

A liga de alumínio utilizada neste trabalho foi catalogada pela “Aluminium Association” como AA 8023 e pertence ao sistema Al-Fe-Mn e apresenta composição química determinada por espectrometria de emissão, conforme mostra a Tabela 1.

\*Email: [pabloguimaraes@recife.ifpe.edu.br](mailto:pabloguimaraes@recife.ifpe.edu.br) (P. B. Guimarães)

Tabela 1. Composição química da liga obtida por espectrometria de emissão

Composição (% Atômica)									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V	B
0,099	1,344	0,104	0,492	0,004	0,001	0,007	0,037	0,006	0,003

A liga foi produzida pela Alcoa Alumínio SA, na forma de chapas de 5mm, através do processo "Roll Caster". O material para o estudo foi fornecido na forma de corpos de prova, obtidas de chapas laminadas e tratadas termicamente. O processo de deformação utilizado foi a laminação a frio com taxa de deformação de  $1,8 \text{ s}^{-1}$  e deformação de 12% por passe. O material foi laminado de 5mm à 2mm de espessura. Estas tiras foram laminadas até 60%, para produzir chapas com espessuras de 2,0mm. O laminador utilizado foi do tipo duo.

Os corpos de prova utilizados no ensaio possuem espessura de 12,5 mm e dimensões segundo a norma ASTM-E8M-89B, especificada para chapas conforme dados da Tabela 2. A Figura 1 mostra o corpo de prova para ensaio de tração.

Tabela 2. Dimensões especificadas para corpo de prova submetido a ensaio de tração uniaxial

	Dimensões [mm]
A - Comp. da seção reduzida, min	57
B - comprimento da cabeça	50
C - largura da cabeça	20
G - comprimento da parte útil	$50^{±0,1}$
L - Comprimento da amostra, min	200
R - raio, min	13
W - largura	$12,5^{±0,2}$

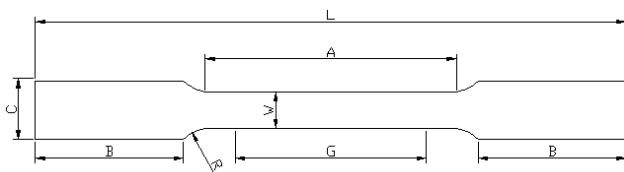


Figura 1. Corpo de prova para ensaio de tração uniaxial

**2.1. Tratamentos Térmicos e Termomecânicos**

Baseando-se nos resultados obtidos preliminarmente nas análises térmicas foram realizados alguns tratamentos térmicos, tendo como referência as temperaturas indicadoras de modificações nas curvas ATD [4]. Tomando-se como referência a temperatura de pico (310°C) de recristalização foram realizados tratamentos térmicos de recozimento isotérmico nas temperaturas de 295°C, 310°C e 325°C nos tempos de 5s, 15s, 30s, 60s e 120s para possibilitar o estabelecimento da cinética de recristalização conforme ciclo termomecânico mostrado na Figura 2.

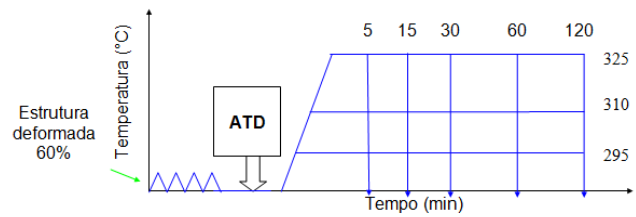


Figura 2. Ciclo termomecânico para estudo da decomposição da liga AA-8023 deformada

Os tratamentos foram realizados em um forno tipo mufla, monitorado com termopares do tipo cromel-alumel com incerteza de medição  $\pm 3^\circ \text{ K}$  e foram seguidos de resfriamento em água.

**2.2. Propriedades Mecânicas**

Foram realizados ensaios de tração uniaxial para determinação das tensões de escoamento nos materiais deformados e tratados em diferentes condições. Os ensaios mecânicos foram feitos segundo norma ASTM-E8M-89B, e obtidos valores para o limite de escoamento.

Para cada condição de tratamento foram realizados três ensaios de tração uniaxial, conforme previsto por norma e, para cada ponto da curva propriedade versus tempo, foi calculado uma média dos valores obtidos.

O ensaio de tração foi realizado no sentido longitudinal à laminação devido ao maior nível de encruamento, favorecido pelo efeito direcional da deformação nessa direção em relação ao sentido transversal.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de tração servo-hidráulica com célula de carga de 100 KN, utilizando-se em todos os ensaios velocidade de deslocamento do cabeçote de 5,0 mm/min dando uma taxa de deformação média de  $1,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Os parâmetros do ensaio foram controlados através de um aplicativo comercial.

**2.3. Cinética de Recristalização**

Os valores do limite de escoamento ( $\sigma_e$ ) foram plotados em função do tempo. Em seguida, utilizando-se um procedimento conhecido como normalização da curva de propriedades, o valor numérico da propriedade foi transformado em um número racional (entre 0 e 1) equivalente à fração recristalizada ( $Y_{Rec}$ ). Através da equação (1) podemos fazer uma correspondência entre limite de escoamento - fração recristalizada [3,5].

$$Y(Rec) = \left( 1 - \frac{\sigma_e - \sigma_{eMIN}}{\sigma_{eMAX} - \sigma_{eMIN}} \right) \quad (1)$$

Após a transformação dos valores, realizada ponto-a-ponto, a curva da fração recristalizada, ou curva normalizada, foi levantada em função do tempo e a cinética de recristalização pôde ser conhecida através de um modelo não

mecanístico dado pela equação (2), conhecida como equação de Johnson-Mehl-Avrami (J-M-A).

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

Através da equação (2) foram determinadas as constantes K e n a partir dos valores de Y e t, obtidos experimentalmente.

### 3. Resultados e Discussão

Considerando-se o caso específico desta liga de alumínio, em temperaturas inferiores a 350°C [6] a única transformação de fase que ocorre é a decomposição espinodal. A tensão de escoamento obtida por ensaio de tração uniaxial foi utilizada como método indireto de acompanhamento da fração recristalizada [3].

Os resultados do ensaio de tração uniaxial, onde foram avaliados o limite de escoamento (0,2%) na direção longitudinal a laminação para as temperaturas de 295°C, 310°C, e 325°C mostraram diferenças de comportamento para as três temperaturas. Para a temperatura de 295°C foi observada uma queda significativa da tensão após 17 minutos e atingindo a estabilidade após os 100 minutos de tratamento. Estes dois acidentes sobre a curva de  $\sigma \times t$  indicam respectivamente o início e o final da recristalização, conforme mostrado na Figura 3(a). Baseado nestes resultados foi traçado o gráfico da fração recristalizada conforme mostrado na Figura 3(b) exibindo um comportamento simétrico na curva  $\sigma$  versus t. A partir da dupla logaritimização da curva da fração transformada os valores de K e n foram determinados, conforme Figura 3(c). Os parâmetros K e n da equação da fração recristalizada segundo J-M-A são respectivamente  $3,26 \times 10^{-4}$  e 1,29. A equação da fração recristalizada que expressa a cinética de recristalização a partir do limite de escoamento, é  $Y = 1 - \exp[-(3,26 \times 10^{-4} t)^{1,29}]$ . De acordo com a equação de J-M-A o tempo para 5% de recristalização foi de 5 min e para 95% de recristalização foi de 120 min.

Para a temperatura de 310°C foi observada uma queda significativa da tensão após 13 minutos de tratamento e sua estabilização ocorre após o tempo de 83 minutos, indicando o início e o fim da recristalização, respectivamente, conforme mostrado na Figura 4(a). Baseado nestes resultados foi traçado o gráfico da fração recristalizada conforme Figura 4(b) exibindo um comportamento simétrico na curva  $\sigma$  versus t. Os parâmetros K e n da equação da fração recristalizada segundo J-M-A, calculados a partir do diagrama da Figura 4(c), são respectivamente  $5,45 \times 10^{-4}$  e 1,10. A equação da fração recristalizada que expressa a cinética de recristalização a partir da tensão de escoamento, é  $Y = 1 - \exp[-(5,45 \times 10^{-4} t)^{1,10}]$ . De acordo com a equação de J-M-A o tempo para 5% de recristalização foi de 2 min e para 95% de recristalização foi de 83 min

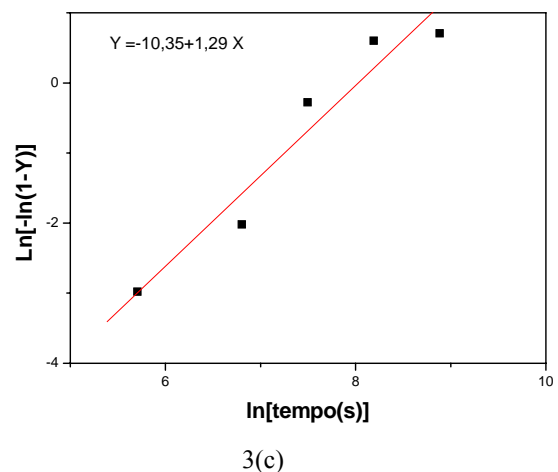
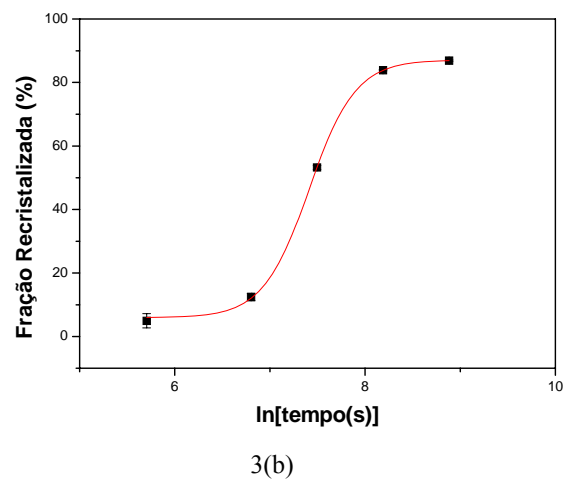
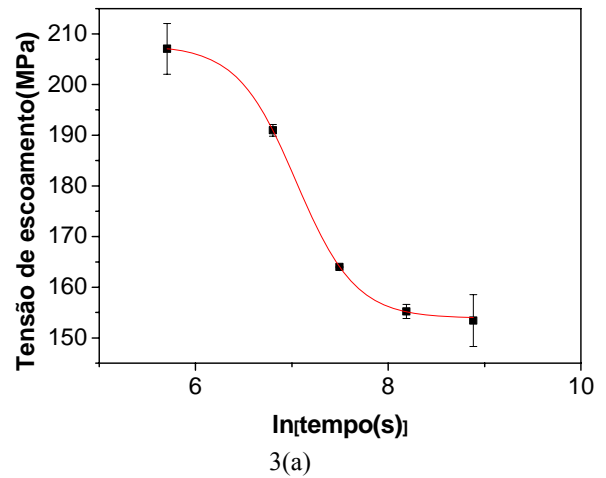
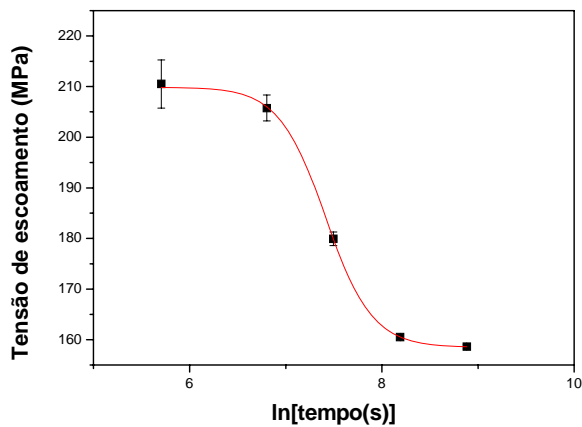
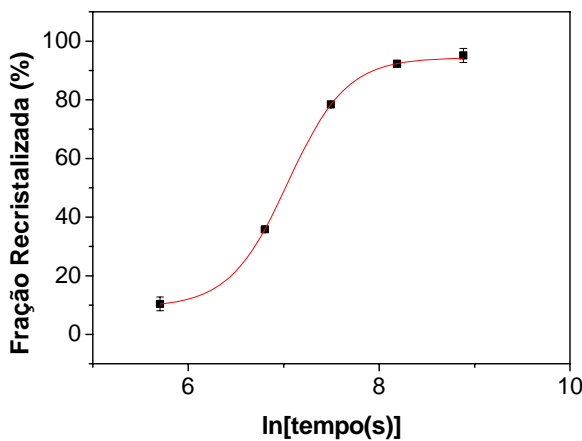


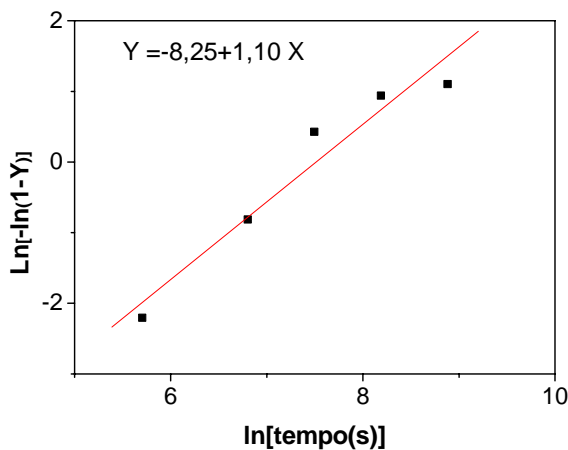
Figura 3. Curvas dos limites de escoamento(a) e da fração recristalizada(b) em função do tempo de recozimento para a temperatura de 295°C. (c) diagrama  $\ln[-\ln(1-Y)]$  versus  $\ln(t)$  a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A



4(a)



4(b)



4(c)

Figura 4. Curvas dos limites de escoamento(a) e da fração recristalizada(b) em função do tempo de recozimento para a temperatura de 310°C. (c) diagrama  $\ln[-\ln(1-Y)]$  versus  $\ln(t)$  a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A

Para a temperatura de 325°C foi observada uma queda significativa da tensão após 11 minutos de tratamento, conforme mostrado na Figura 5(a). O gráfico da Figura 5(b) mostra comportamento bem semelhante (simétrico) para a fração recristalizada em função do tempo. Os parâmetros K e n da equação da fração recristalizada segundo J-M-A, calculados a partir do diagrama 5(c), são respectivamente  $6,95 \times 10^{-4}$  e 1,32. A equação da fração recristalizada que expressa a cinética de recristalização a partir da tensão de escoamento, é  $Y = 1 - \exp[-(6,95 \times 10^{-4}t)^{1,32}]$ . De acordo com a equação de J-M-A o tempo para 5% de recristalização foi de 2,5 min e para 95% de recristalização foi de 55 min.

No que se refere a linearização da fração transformada, os resultados experimentais mostraram que esta propriedade apresentou um excelente fator de correlação, conforme mostra a Tabela 3 confirmando que os valores obtidos experimentalmente se aproximam dos propostos por Johnson-Mehl-Avrami.

Tabela 3: Parâmetros da cinética de J-M-A para a tensão de escoamento na temperatura de 310°C

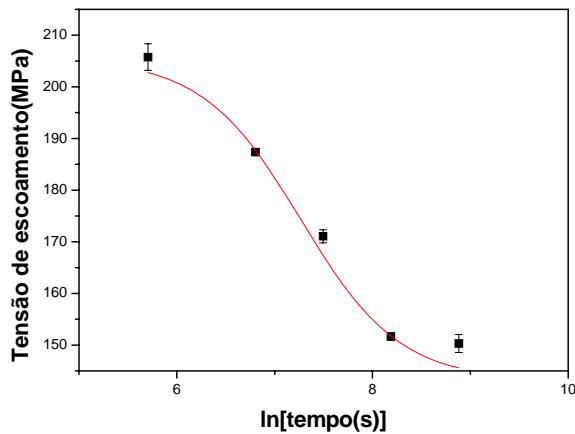
Temp	K [ $10^{-4}$ ]	n	Fator de correlação $R^2$	Y (5%) [min]	Y (95%) [min]
295	3,26	1,29	0,94	5	120
310	5,45	1,1	0,94	2	83
325	6,95	1,32	0,94	2,5	55

Os parâmetros K e n das equações J-M-A estão compatíveis com experimentos realizados em outros sistemas de ligas, tais como: Al-Fe-Mg onde os valores do parâmetro n variaram entre 1,4-3,0 [7,8] e Al-Fe-Si entre 0,8-2,0 [5]. No nosso sistema Al-Fe-Mn esses valores tiveram uma variação entre 1,1-1,7. Os valores de K e n propostos para algumas ligas de alumínio são mostrados na Tabela 4.

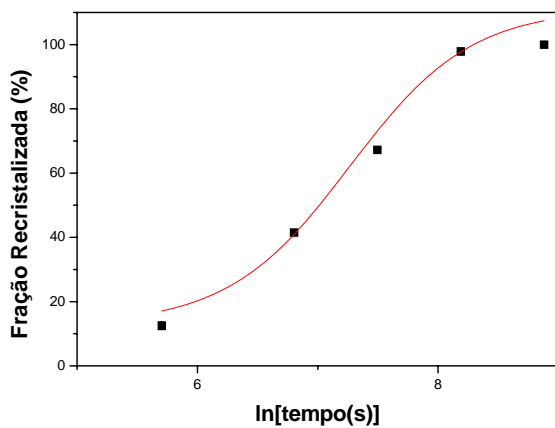
Tabela 4: Comparação dos parâmetros da equação J-M-A entre ligas de alumínio

Sistema	Varição de n	Varição de K
Al-Fe-Mg	1,5-3,0	$7,6 \times 10^{-4}$ - $4,9 \times 10^{-3}$
Al-Fe-Si	0,8-2,0	$5,4 \times 10^{-3}$ - $1,1 \times 10^{-2}$
Al-Fe-Mn	1,0-1,3	$3,2 \times 10^{-4}$ - $6,9 \times 10^{-4}$

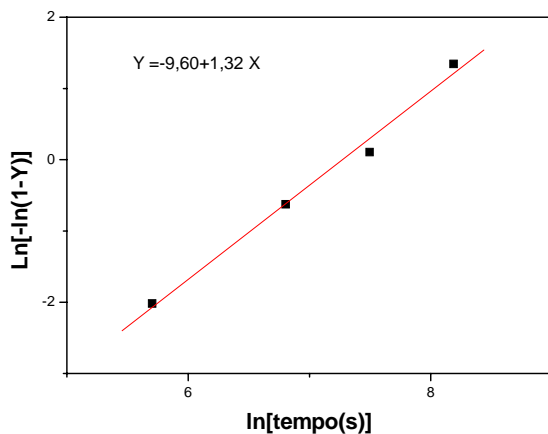
A recristalização é uma transformação de fase que ocorre por nucleação e crescimento e, portanto, sua cinética é semelhante à das outras transformações heterogêneas. A cinética de recristalização se aproximou do comportamento sigmoide, obedecendo à equação de Johnson-Mehl-Avrami, onde as taxas de crescimento foram aproximadamente constantes [9]. O comportamento sigmoide da recristalização pôde ser dividido em três períodos. O material começou a recristalizar lentamente (período de incubação), depois aumentou sua velocidade até um valor de máxima nucleação (período de máxima aceleração) e, finalmente, voltou a ser lenta (período de desaceleração).



5(a)



5(b)



5(c)

Figura 5. Curvas dos limites de escoamento(a) e da fração recristalizada(b) em função do tempo de recozimento para a temperatura de 325°C. (c) diagrama  $\ln[-\ln(1-Y)]$  versus  $\ln(t)$  a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A

Conforme previsto, o tempo para recristalizar (95%) na temperatura de 325°C é menor que para as temperaturas de 295°C e 310°C, por apresentarem maior coeficiente difusional [10].

Foi observado neste trabalho que o período de incubação da recristalização ( $\approx 5\%$ ) a 325°C sofreu um retardamento em relação à temperatura inferior a 310°C. De acordo com estudos anteriores [2] era esperado que quanto mais alta fosse a temperatura menor seria o tempo de incubação. Considerando-se o caso específico desta liga de alumínio, em temperaturas inferiores a 350°C [11] a única transformação de fase que ocorre é a decomposição espinodal.

A separação de soluto (decomposição espinodal) em zonas ricas e zonas pobres é a única justificativa para as modificações das propriedades mecânicas observadas por Alves [11]. Podemos então admitir que, em nosso caso, o retardamento para o início da recristalização à 310°C pode ter sido causado por este tipo de decomposição. Portanto, estudos suplementares são necessários para comprovação da influência da decomposição espinodal no retardamento da recristalização em ligas de alumínio excessivamente deformadas.

Para obtenção das tensões de escoamento os corpos de prova foram retirados no sentido longitudinal a laminação por possuírem uma maior força motriz à recristalização [12], entretanto a cinética de recristalização tende a apresentar diferentes equações para fração transformada em função da tensão de escoamento levantada por tração uniaxial.

Considerando que as transformações de fase no estado sólido podem ser pensadas como um processo termicamente ativado, a energia de ativação empírica ( $E_A$ ) para a decomposição isotérmica, foi calculada segundo a lei de Arrhenius [9]. Nossos resultados mostraram que a energia de ativação do processo teve uma variação 71 - 82 KJ/mol, obtida através das constantes K das equações de J-M-A e do tempo para recristalizar 50% do material, a partir das tensões de escoamento em função do inverso das temperaturas absolutas de recozimento. Esses resultados foram compatíveis com estudos [7-13] realizados anteriormente em ligas comerciais de alumínio.

Para determinação da fração recristalizada o método mais simples, quando se possui uma fase morfológicamente bem definida é a análise de imagem, que é uma técnica direta que utiliza uma seqüência de imagens, reproduzidas durante um experimento. Outras técnicas podem ser utilizadas para medir fração transformada, algumas se baseiam em métodos indiretos, pois não permitem acompanhamento contínuo das transformações de fase.

Para o caso específico de alumínio e suas ligas deformadas a frio, a quantificação da fração transformada utilizando a análise de imagens torna-se inviável, devido a não haver um bom contraste entre o produto e a matriz. Os contornos de grãos ficam ocultados devido aos grãos se dobrarem sobre si mesmos em virtude da ductilidade da liga. Outras técnicas poderiam ter sido utilizadas como a análise térmica e a resistividade.

#### 4. Conclusões

A cinética de recristalização para a liga estudada foi descrita utilizando equações das frações recristalizadas obtidas indiretamente a partir das variações da tensão de escoamento apresentaram boa correlação com o modelo empírico (não-mecânico) proposto por Johnson, Mehl e Avrami.

A Partir das equações J-M-A obtidas da tensão de escoamento, foram determinados os tempos para fração recristalizada atingir 5% e 95%.

Para temperatura de 295°C, cuja equação é  $Y = 1 - \exp[-(3,26 \times 10^{-4}t)^{1,29}]$ , o tempo para 5% de recristalização foi de 5 min. Para 95% de recristalização o tempo foi de 120 min.

Para temperatura de 310°C, cuja equação é  $Y = 1 - \exp[-(5,45 \times 10^{-4}t)^{1,10}]$ , o tempo para 5% de recristalização foi de 2 min. Para 95% de recristalização o tempo foi de 83 min.

Para temperatura de 325°C, cuja equação é  $Y = 1 - \exp[-(6,95 \times 10^{-4}t)^{1,32}]$ , o tempo para 5% de recristalização foi de 2,5 min. Para 95% de recristalização o tempo foi de 55 min.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq, a Alcoa Alumínio e a Deus por proporcionar a oportunidade de participarmos deste estudo.

#### Referências

- [1] Jack, W. B. Aluminium Mill and Engineering Wrought products – Metals Handbook Properties and Selection of Nonferrous Alloys. *ASM international*. Vol. 12 10ª Ed., 1989.
- [2] Ferreira, R. A. S. *Transformação de Fase, Aspectos Cinéticos e Morfológicos*. Editora Universitária UFPE, Recife-PE, 2002. 295 p.
- [3] Gorelik, S. S. *Recrystallization in Metals and Alloys*. MIR Publishers, Moscow, p. 7-117, 444-464, 1981.
- [4] Sanguinetti Ferreira, R. A., Freitas, F. G. R., Lima, E. P. R. - Study of Decomposition in AA 8023 Aluminium Alloy: Kinetics And Morphological Aspects, *Scripta Materialia* vol 43, No. 10, p. 929-934, 2000.
- [5] Lima, E. P. R., Sanguinetti Ferreira, R. A., Quadros, N. F., Yadava, Y. P. Estudo dos Aspectos Cinéticos e Morfológicos Durante Recristalização da Liga de Alumínio AA 8011, *Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecânica*, vol. 10, nº1, p.131-137, 2006.
- [6] Sanguinetti Ferreira, R. A., Yadava, Y. P., Alves, T. T., Lima, E. P. R. A New Concept Concerning Phase Transformation to Establish a Good Compromise Between Formability and Mechanical Strength in Aluminium Alloys, *Molecular Crystal Liquid Crystal*. vol. 374, p. 217-222, 2002.
- [7] Liu, W. C., Morris, J. G. Effect of initial texture on the recrystallization texture of cold rolled AA 5182 aluminum alloy, *Scripta Materialia*. Vol. 402, p. 215-227. 2005.
- [8] Liu, W. C., Zhai, T., Man, C. S., Morris, J.G. Quantification of recrystallization texture evolution in cold rolled AA 5182 aluminum alloy, *Scripta Materialia*. Vol. 49, pp. 539-545. 2003.
- [9] Vandermeer, R. A., Jensen, J, D. Microstructural Pach and Temperature dependence of Recrystallization in Commercial Aluminum. *Acta mater.*, vol. 49, p. 2083–2094, 2001.
- [10] Karamis, M. B., Halici, I. The effects of homogenization and recrystallization heat treatments on low-grade cold deformation properties of AA 6063 aluminum alloy. *Materials Letters*. vol. 61, p. 944-948, 2007.
- [11] Alves, T. T. *Evolução Microestrutural da Liga de Alumínio AA 8023: Aspectos Cinéticos e Morfológicos* (Mestrado em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Pernambuco), Recife-PE, 51p. 2000.
- [12] Van Vlack, L. H. *Princípio de ciências e tecnologia dos materiais*. Campos, São Paulo, 2003. p. 205-254.
- [13] Yu, C. Y., Sun, P. L, Kao, P. W., Chang, C. P. Evolution of microstructure during annealing of a severely deformed aluminum. *Materials Science and Engineering*, vol. 366, p.310-317, 2004.