

Influência do tempo de recozimento sobre a morfologia da fratura e recristalização na liga de alumínio AA 8023

P. B. Guimarães^{*1,2}, Y. P. Yadava¹, R. A. S. Ferreira¹

¹Departamento de Engenharia Mecânica – Universidade Federal de Pernambuco

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

²Departamento de Mecânica – Instituto Federal de Pernambuco

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

(Recebido em 29/06/2011; revisado em 30/08/2011; aceito em 28/11/2011)

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

Resumo:

A liga comercial de alumínio AA 8023 é uma liga eutética do sistema Al-Fe-Mn e tem como principal característica uma boa resistência mecânica alinhada a uma alta formabilidade. Para melhor entender a fenomenologia destas duas propriedades conflitantes (resistência versus formabilidade), neste estudo foi analisada a influência do tempo de recozimento sobre o caráter frágil ou dútil da fratura. A liga, depois de produzida pelo processo “roll casting”, foi deformada 60% a frio e, nesta condição, foi submetida a tratamentos isotérmicos (recozimento) em diferentes tempos para recristalização. Em seguida, as amostras recozidas foram submetidas a ensaios de tração segundo a norma ASTM-E8M-89B, onde as fraturas de cada condição de tratamento foram analisadas. Os valores dos limites de escoamento foram relacionados biunivocamente aos da fração transformada para a determinação da cinética de recristalização. Os resultados mostraram que os alvéolos das fraturas crescem na medida em que o tempo de recozimento aumenta. O crescimento dos alvéolos foi justificado pelo aumento do comprimento do deslizamento de planos durante a deformação uniaxial, sendo uma função do tempo de recozimento que é inversamente proporcional ao limite de escoamento. 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.

Palavras-chave: Recozimento; evolução microestrutural; morfologia da fratura.

Abstract:

AA 8023 aluminum alloy is an eutectic Al-Fe-Mn system, having as main characteristic a good strength followed by a high formability. In order to know the phenomenology of the adverse properties (strength versus formability) temperature and times recovery influences on fracture morphologies in AA 8023 aluminum alloy. After roll casting the alloy was cold rolling followed by recovery in different times for recrystallization. After this, axial tensile tests in recovered samples, according to the ASTM-E8M-89B norm were performed and the morphological cracks were characterized. The values of the flow stress were related to the fraction transformed for determination of the kinetics of recrystallization. Results showed that for temperature the voids of crakes growth as a function of the recovery times. Growing in voids fracture could be explained by increase of the slipping path occurred during axial tensile tests. 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.

Keywords: Recovery; microstructure evolution; crake morphologies.

1. Introdução

O desenvolvimento de novas ligas de alumínio tem sido uma preocupação constante dos produtores mundiais que visam atender a demanda deste insumo nos mais variados segmentos industriais. A indústria automotiva e de embalagens, por exemplo, com demandas importantes no mercado, tem puxado o desenvolvimento destas ligas que têm

mostrado uma grande capacidade de adequar-se aos mais exigentes processos de fabricação a partir de folhas.

A formabilidade e resistência são propriedades mecânicas conflitantes e, normalmente, o aumento de uma produz redução na outra e, portanto, uma adequação entre ambas deve ser buscada a todo custo. Para produção de folhas finas, a matéria prima para produtos derivados, é necessária uma adequação dessas propriedades.

*Email: pabloguimaraes@recife.ifpe.edu.br (P. B. Guimarães)

O atendimento deste compromisso tem sido postulado por vários autores como Moris [1] e Rodrigues *et al.* [2], para diversos sistemas de ligas de alumínio. Os resultados, embora que ainda qualitativos já mostram que a adequação é possível e depende fundamentalmente do entendimento dos mecanismos difusionais que interagem durante a decomposição da liga [3,4].

A liga AA 8023 pode apresentar como característica a alta formabilidade associada à alta resistência, tendo um grande potencial de aplicação em diferentes indústrias [5]. Por estas características a liga é extremamente interessante, do ponto de vista acadêmico, pela multidisciplinaridade requerida para o entendimento da fenomenologia.

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.

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. O laminador utilizado foi do tipo duo.

2.1. Tratamentos Térmicos

Baseado nos resultados obtidos preliminarmente nas análises térmicas foram realizados alguns tratamentos térmicos, tendo como referência as temperaturas indicadoras de modificações nas curvas ATD [6]. Tomando-se como referência a temperatura de pico (310°C) de recristalização foram realizados tratamentos térmicos de recozimento isotérmico na temperatura de 310°C nos tempos de 5s, 15s, 30s, 60s e 120s para possibilitar o estabelecimento da cinética da evolução. Os tratamentos realizados foram seguidos de resfriamento em água em um forno tipo mufla, monitorado com termopares do tipo cromel-alumel com incerteza de medição $\pm 3^\circ \text{K}$.

2.2. Propriedades Mecânicas

Foram realizados ensaios para determinação das propriedades mecânicas obtidas por tração uniaxial 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 tirada uma média dos três 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. Microscopia Eletrônica de Varredura

Após a realização de três ensaios para cada condição de tratamento, foram retiradas amostras dos corpos de prova para as análises das fraturas num Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Foi utilizado um MEV Leica S440i equipado com detector de elétrons secundários ou elétrons retroespalhados e com Espectrômetro a Dispersão de Energia – EDS.

A Figura 1 mostra de forma esquemática um corpo de prova que sofreu fratura dúctil após ensaio de tração uniaxial, no qual foi utilizado MEV para o estudo da morfologia da superfície fraturada, conforme mostrado na Figura 2, em que os efeitos da recristalização foram observados diretamente a partir das fraturas.

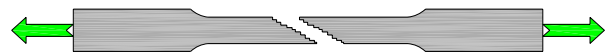


Figura 1. Esquema de fratura do corpo de prova após ensaio de tração

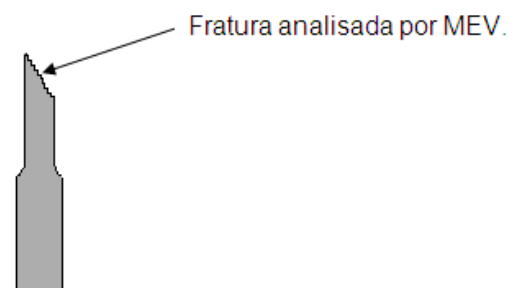


Figura 2. Superfície fraturada analisada por microscopia eletrônica de varredura

As fraturas foram analisadas para a temperatura de 310° C nos tempos de 5s, 30s e 60s.

2.4. Cinética de Recristalização

Os valores do limite de escoamento (σ_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 [7].

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

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 [5] a única transformação de fase que ocorre é a decomposição spinodal. A tensão de escoamento obtida por ensaio de tração uniaxial foi utilizada como método indireto de acompanhamento da fração recristalizada [7].

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 3. Baseado nestes resultados foi traçado o gráfico da fração recristalizada conforme Figura 4 exibindo um comportamento simétrico a curva σ versus t . Os parâmetros K e n da equação da fração recristalizada segundo J-M-A, calculados a partir do diagrama da Figura 5, 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.

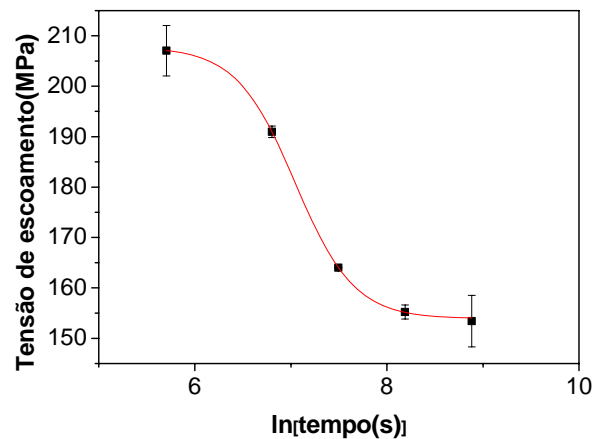


Figura 3. Curva dos limites de escoamento em função do tempo de recozimento para a temperatura de 310°C

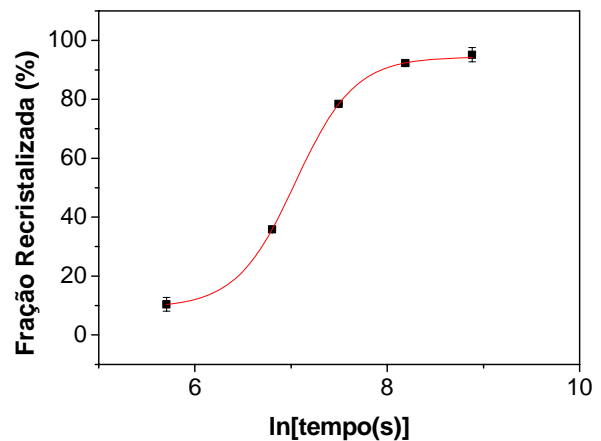


Figura 4. Curva da fração recristalizada em função do tempo de recozimento para a temperatura de 310°C

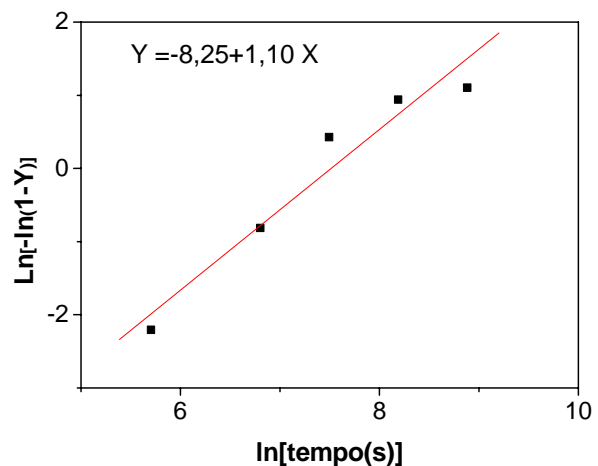


Figura 5. Diagrama $\ln[-\ln(1-Y)]$ versus $\ln(t)$ obtido a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A

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 2 confirmando que os valores obtidos experimentalmente se aproximam dos propostos por Johnson-Mehl-Avrami.

Tabela 2. Parâmetros da cinética de J-M-A para a tensão de escoamento na temperatura de 310°C

K [10 ⁻⁴]	n	Fator de correlação	Y(5%)	Y(95%)
5,45	1,1	0,94	2 min	83 min

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 [12,13] e Al-Fe-Si entre 0,8-2,0 [14]. 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 3.

Tabela 3. 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	7,6x10 ⁻⁴ - 4,9x10 ⁻³
Al-Fe-Si	0,8-2,0	5,4x10 ⁻³ - 1,1x10 ⁻²
Al-Fe-Mn	1,0-1,3	3,2x10 ⁻⁴ - 6,9x10 ⁻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 sigmoidal, obedecendo à equação de Johnson-Mehl-Avrami, onde as taxas de crescimento foram aproximadamente constantes [8]. O comportamento sigmoidal 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).

Um dos problemas para se estudar o alumínio e suas ligas é a dificuldade de visualizar a sua microestrutura, principalmente os contornos de grãos. Como o alumínio é um material muito dúctil, os grãos se dobras sobre si mesmos, ocultando os contornos. Para se contornar as dificuldades de acompanhamento da evolução microestrutural, neste trabalho foi utilizada uma forma diferenciada de análise da microestrutura, onde os efeitos da recristalização foram observados a partir das fraturas em corpos de prova submetidos diferentes condições de tratamentos térmicos (recozimento).

A Figura 6 mostra a fratura de um corpo de prova deformado 60% a frio. No estado encruado, o material apresenta uma fratura com a existência de pequenos alvéolos (cavidades), justificados pela baixa ductilidade. Nesta condição, a deformação até a ruptura se caracteriza pelo curto comprimento de deslizamento. A tensão de escoamento para o

estado encruado apresenta valores da ordem de 205-210 MPa, bem superior ao valor do estado recozido (~140 MPa).

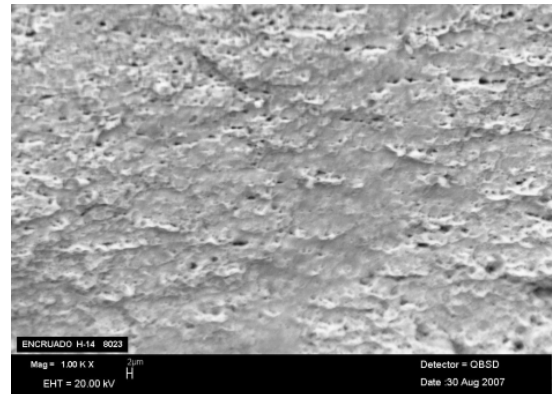


Figura 6. Análise da fratura de um material encruado, obtido por MEV

As Figuras 7, 8 e 9 mostram as fraturas para os corpos de prova que sofreram tratamento térmico de 310 °C nos tempos de 5min, 30min e 60min, respectivamente.

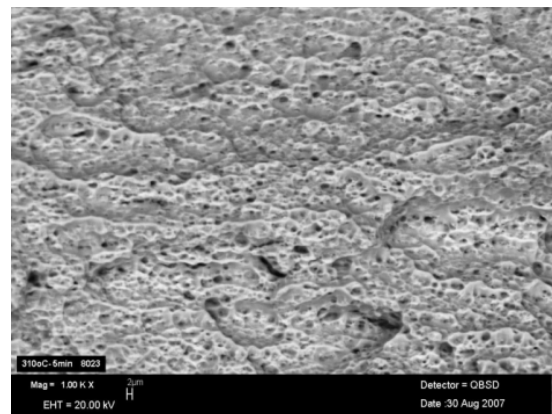


Figura 7. Fratura em corpo de prova tratado termicamente (310°C, 5min)

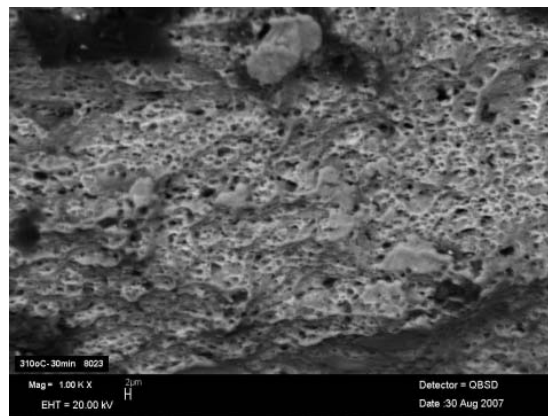


Figura 8. Fratura em corpo de prova tratado termicamente (310°C, 30min)

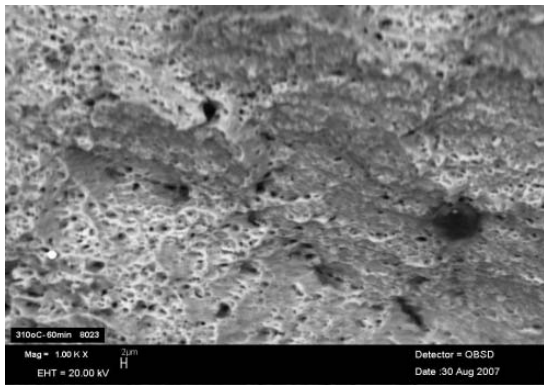


Figura 9. Fratura em corpo de prova tratado termicamente (310°C, 60min)

A análise nas três fraturas mostradas nas figuras acima, revelou a evolução do processo de recristalização, mostrando alvéolos de uma textura mais fina (Figura 7) até uma mais grosseira (Figura 9). À medida que o tempo de tratamento aumenta, aumenta também o tamanho dos alvéolos, isto devido ao crescente aumento no comprimento de deslizamento proporcionado pela recristalização.

A plasticidade dos metais e ligas diminui com o encruamento durante um processo de conformação plástica qualquer. Sendo a trabalhabilidade a capacidade do material deformar-se plasticamente sem fraturar-se, seu limite é sempre a fratura dúctil. A deformação quando feita a frio, aumenta os níveis de energia interna do material devido ao aumento da densidade de discordâncias bloqueadas, caracterizando o encruamento [7,9]. O resultado deste fenômeno é o aumento da dureza do material justificando a presença dos pequenos alvéolos na fratura do material encruado mostrado na figura 6.

A análise do material tratado termicamente em 310°C sob diferentes tempos (Figuras 7, 8 e 9), nos mostra a evolução do processo de recristalização na qual ocorre a recristalização da microestrutura do material encruado. À medida que o material vai recristalizando, o comprimento de deslizamento vai aumentando, assim como os alvéolos na fratura. Durante os tratamentos térmicos, a densidade de discordâncias diminui muito, produzindo a diminuição da dureza e resistência, com um aumento da ductilidade. Isto justifica o crescimento no diâmetro dos alvéolos no tempo (comprimento de deslizamento), sob a temperatura de tratamento térmico.

De forma geral, pode-se dizer que o tamanho dos alvéolos é justificado pelo comprimento de deslizamento. No material encruado, a deformação plástica até o rompimento, caracteriza-se pelos deslizamentos de curto alcance; isto é pouca deformação plástica antes da ruptura. À medida que o material vai se recristalizando, a escalagem e até mesmo a aniquilação de discordâncias aumentam as possibilidades de deslizamento [10,11]. Em outras palavras, o aumento no comprimento do deslizamento faz crescer o tamanho dos alvéolos.

De acordo com estes resultados pode se dizer, em relação à temperatura, que as transformações microestruturais

evoluem mais lentamente em temperaturas menores. Este resultado, que se justifica pela alta energia de ativação para recristalização neste domínio (redução significativa da difusão em função da temperatura), está de acordo com os estudos feitos por Gorelik [7] e Lima [14] feitos com as ligas do Al-Si e Al-Fe-Si, respectivamente.

4. Conclusões

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

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.

A presença dos pequenos alvéolos observados na fratura do material encruado, é justificada pelo curto comprimento de deslizamento, justificando a elevada dureza e resistência do material.

A aplicação de tratamentos térmicos (recozimento) no material provocou sua recristalização, aumentando o comprimento dos deslizamentos (aumento no tamanho dos alvéolos) em função do tempo.

Agradecimentos

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

Referências

- [1] Moris L. R., Structure of continuously cast eutectics used in manufacture of fine-grained aluminium sheet – Solidifications and casting of metals Proceedings of an international conference on solidification, Sheffield, July, 1977.
- [2] Rodrigues P. M. B., Furrer P., On the tensile behavior of heterogeneous AlFeMn fine grained alloys – Proceedings of Aluminum Alloys - Physical and Mechanical properties, 1990.
- [3] 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.
- [4] 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.
- [5] 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.

- [6] Guimarães, P. B., Assunção, T. L., Yadava, Y. P., Ferreira, R. A. S., A Cinética de Recristalização da Liga de Alumínio AA 8023 Recozida em Diferentes Temperaturas. In: 18 CBECiMat - Congresso Brasileiro de Ciência e Engenharia de Materiais, Porto de Galinhas-PE, p. 8917-8925/2008.
- [7] Gorelik, S. S., *Recrystallization in Metals and Alloys*. MIR Publishers, Moscow, p. 7-117; 444-464, 1981.
- [8] Vandermeer, R. A., Jensen, J. D., Microstructural Path and Temperature dependence of Recrystallization in Commercial Aluminum. *Acta mater.*, vol. 49, p. 2083–2094, 2001.
- [9] Callister, W. D., *Materials Science and Engineering, an Introduction*, John Wiley and Sons 5th, p. 45-264, 1999.
- [10] Sanguinetti Ferreira, R. A., Yadava, Y. P., Lima, E. P. R., Quadros, N.F. Slipping Mechanism and Phase Transformation Contributing for the High- Formability in a Heat-Treated AA 8011 Aluminium Alloy, Anais do Congresso da Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálise – SBMM, 2002.
- [11] 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.
- [12] 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.
- [13] 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.
- [14] 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.