

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DA CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO PARA ADEQUAÇÃO DO
COMPROMISSO FORMABILIDADE-RESISTÊNCIA NA LIGA DE ALUMÍNIO
AA 8023

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

PABLO BATISTA GUIMARÃES

RECIFE, DEZEMBRO DE 2007

G963e Guimarães, Pablo Batista.

Estudo da cinética de recristalização para adequação do compromisso formabilidade-resistência na liga de alumínio AA 8023 / Pablo Batista Guimarães. – Recife: O Autor, 2007.

ix, 69 folhas.; il., gráfs., tabs.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2007.

Inclui referências bibliográficas.

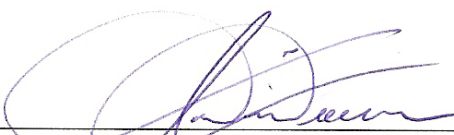
1. Engenharia Mecânica. 2. Cinética da Recristalização. 3. Liga de Alumínio AA 8023. I. Título.

“ESTUDO DA CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO PARA ADEQUAÇÃO DO
COMPROMISSO FORMABILIDADE-RESISTÊNCIA NA LIGA DE
ALUMÍNIO AA 8023”.

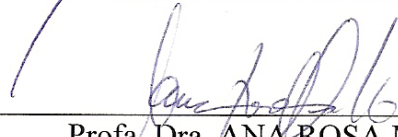
PABLO BATISTA GUIMARÃES

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: MATERIAIS E FABRICAÇÃO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE

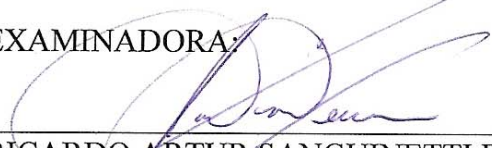


Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA
ORIENTADOR/PRESIDENTE



Profa. Dra. ANA ROSA MENDES PRIMO
COORDENADORA DO CURSO

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)



Prof. Dr. YOGENDRA PRASAD YADAVA (UFPE)



Prof. Dr. JORGE LUÍS LAURIANO GAMA (CEFET/AL)

*A Deus, por ser a razão da nossa existência,
aquele que está presente conosco todos os dias
de nossas vidas e nos ama de maneira sem igual.*

*Ao Rei eterno, imortal, invisível, porém real;
Jesus Cristo, Deus único, a ele dedicamos o louvor.*

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Ricardo Sanguinetti que foi de fundamental importância para realização deste trabalho, nos orientando em todas as etapas do mestrado; Por sua dedicação ao Departamento de Engenharia Mecânica, pela compreensão, pelo incentivo e por transmitir parte dos seus conhecimentos de forma simples e objetiva.

À Maria das Graças, minha querida mãe, presença constante em minha vida, pela educação, amor e dedicação que sempre teve por mim.

A minha amada esposa Fabiane Guimarães pelo seu apoio, carinho, paciência e incentivo em todos os momentos.

Aos alunos de iniciação científica Tiago Assunção e Eduardo José; Aos voluntários Brás Rafael e Tiago Antonino, pelas suas contribuições na parte experimental.

Aos professores da Pós-graduação e, em especial, Noemia Mesquita, Yogendra P. Yadava e Tiago Rolim que puderam transmitir um pouco dos seus conhecimentos que somados foram importantes para esse estudo.

À Alcoa Alumínio S.A. pelo incentivo à realização deste trabalho, pelo fornecimento da matéria-prima e contribuição dos seus funcionários Jonas Silva, Getúlio Sena, Tereza, Roberto e Douglas relativos aos ensaios nos laboratórios de microscopia eletrônica e preparação dos corpos de prova.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE (DEMEC), todos os seus funcionários e, em especial a Eliane Alves pela sua contribuição prestada.

A Carlos Augusto, amigo desde a graduação na POLI, pelo seu incentivo.

À Escola Edmur Arlindo de Oliveira pelo apoio da direção e de seus professores.

Ao Professor José Barbosa que sempre esteve disposto a ajudar, substituindo-nos nas escolas quando havia choque de horário com as disciplinas do mestrado.

Aos meus avós José e Maria “in memorian”, minha tia Rosa e Amara que desde o meu nascimento sempre ajudaram na minha educação e sustento.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a elaboração deste trabalho.

RESUMO

A liga de alumínio utilizada nesse estudo foi catalogada pela “Aluminium Association” como AA 8023, pertence ao sistema Al-Fe-Mn e possui como principal característica uma elevada resistência associada a uma boa formabilidade, sendo utilizada em aletas de radiadores automotivos e embalagens de alta resistência. Nesse contexto, o estudo da cinética de recristalização assume um papel relevante por possibilitar o controle do estado encruado em função do tempo de tratamento. O objetivo desse trabalho é determinar as cinéticas de recristalização para cada propriedade (tensão de escoamento e alongamento) para melhor entendimento da fenomenologia *formabilidade* $\times$ *resistência*. Inicialmente foram realizadas análises térmicas diferenciais - ATD para identificação dos domínios de transformação de fase da liga encruada. Em seguida diferentes amostras foram recozidas isotermicamente nas temperaturas de 310°C (pico da curva ATD), 295°C e 325°C em tempos que variaram de 5 min a 120 min. 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 das propriedades mecânicas (tensão de escoamento e alongamento) foram relacionados biunivocamente aos da fração transformada para determinação da cinética de recristalização. Para melhor compreensão da *formabilidade* $\times$ *resistência*, propriedades conflitantes, também foi feito um estudo do potencial de encruamento onde foram realizados ensaios de tração para determinação da tensão de escoamento para espessuras que variaram de 1,0 mm a 4,0 mm, laminadas até 80%, a uma taxa de deformação de $1,8 \text{ s}^{-1}$ para produzir chapas com espessuras até 1,0mm (80%). Para análise microestrutural foi utilizada microscopia eletrônica de varredura – MEV onde os efeitos da recristalização foram observados a partir das fraturas em corpos de prova submetidos a diferentes condições de tratamentos térmicos (recozimento). Os resultados mostraram que a cinética de recristalização descrita utilizando equações, obtidas indiretamente a partir das propriedades mecânicas consideradas, aproximam-se do comportamento sigmoidal proposto por Johnson-Mehl-Avrami.

Palavras-chave: Cinética de Recristalização, Ligas de Alumínio, Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The aluminum alloy used in this study has been classified by "Aluminium Association" as AA 8023 and belongs to the system Al-Fe-Mn. Its main characteristic is high resistance associated to a good formability, being used in fins of automotive radiators and high resistance packings. In this context, the study of the recrystallization kinetics assumes a relevant paper for facilitating the control of the work-hardened state in function of the time of treatment. The objective of this work is to determine the kinetics of recrystallization for each property (flow stress and stretching) for better understanding of the phenomenology *formability* $\times$ *mechanical resistance*. Initially differential thermal analyses - DTA were accomplished for identification of the domains of phase transformation of the hardened alloy. Soon afterwards different samples were isothermally annealed at the temperatures 310°C (peak of the DTA curve), 295°C and 325°C in times that varied from 5 min to 120 min. 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 mechanical properties (flow stress and stretching) were related to the fraction transformed for determination of the kinetics of recrystallization. For better understanding of the *formability* $\times$ *resistance*, conflicting properties, it was also made a study of the toughened potential where strain tests were accomplished for the determination of the flow stress for thickness that varied from 1,0 mm to 4,0 mm, laminated up to 80%, at a rate of deformation of $1,8 \text{ s}^{-1}$ to produce sheets with thickness up to 1,0 mm (80%). For microstructural analysis we have used scanning electron microscopy - SEM where the effects of the recrystallization were observed starting from the fractures in samples submitted to different conditions of thermal treatments (annealing). 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: Kinetics of Recrystallization, Aluminium alloys, Mechanical Properties.

ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO	01
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	03
2.1 Fundamentação teórica das transformações de fases.....	03
2.2 Teorias das transformações de fase	04
2.2.1 <i>Teoria da nucleação e crescimento</i>	04
2.2.2 <i>Teoria da decomposição spinodal</i>	08
2.3 Recozimento.....	09
2.3.1 <i>Recozimento de metais trabalhados a frio</i>	09
2.3.2 <i>Lei Potencial de Encruamento.</i>	11
2.3.3 <i>Temperatura de recristalização.....</i>	12
2.3.4 <i>A Recristalização e Seus Mecanismos</i>	14
2.4 A Cinética das Transformações de Fase	16
2.4.1 <i>Fração transformada.....</i>	16
2.4.1.1 <i>Propriedade decrescente com o tempo de recristalização.</i>	17
2.4.1.2 <i>Propriedade crescente com o tempo de recristalização</i>	18
2.4.2 <i>A Cinética empírica das Transformações de Fase</i>	19
2.4.3 <i>Determinação do tempo da transformação de fase</i>	19
2.4.4 <i>Energia de ativação</i>	20
2.5 Classificação das ligas de alumínio	21
2.6 Têmperas	22
2.6.1 <i>Classificação das têmperas H.....</i>	23
2.7 Processo “Roll-Casting”.	25

3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL	27
3.1 Materiais.....	27
3.2 Análise Térmica Diferencial.	27
3.3 Tratamentos Térmicos e Termomecânicos	27
3.4 Propriedades Mecânicas	28
3.5 Cinética de Recristalização	30
<i>3.5.1 Fração transformada em função da tensão de escoamento.....</i>	<i>30</i>
<i>3.5.2 Fração transformada em função do alongamento</i>	<i>31</i>
<i>3.5.3 Determinação da Cinética de Recristalização.....</i>	<i>31</i>
3.6 Energia de Ativação	32
3.7 Lei Potencial de Encruamento	34
3.8 Analise Microestrutural	35
 4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS	 37
4.1 Análise Térmica Diferencial	37
4.2 Cinética de Recristalização	37
<i>4.2.1 Recozimento Isotérmico a 295° C.....</i>	<i>37</i>
<i>4.2.2 Recozimento Isotérmico a 310° C.....</i>	<i>41</i>
<i>4.2.3 Recozimento Isotérmico a 325° C.....</i>	<i>45</i>
<i>4.2.4 Energia de Ativação</i>	<i>48</i>
4.3. Lei Potencial de Encruamento	50
4.4. Analise Microestrutural	51
 5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	 56
 6. CONCLUSÕES.....	 62
 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	 64
 8. TRABALHOS PROPOSTOS	 65
 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS	 66

SIMBOLOGIAS E SIGLAS

AA – Aluminium Association;
 ALCOA – Aluminum Company of América;
 ASTM – American Society for Testing and Materials;
 ATD – Análise Térmica Diferencial;
 A_A – Fator de frequência;
 E_A – Energia de ativação empírica;
 ε – Alongamento ou deformação;
 Eq. – Equação;
 G – Energia livre de Gibbs;
 ΔG_V – Energia livre de formação do núcleo associada ao volume;
 ΔG_S – Energia livre de formação do núcleo associada à superfície;
 H – Entalpia;
 J-M-A – Johnson-Mehl-Avrami;
 K – Parâmetro da equação J-M-A ou constante de tensão na lei potencial;
 MEV – Microscopia eletrônica de varredura;
 n – Expoente da equação J-M-A ou expoente de encruamento;
 NBR – Norma brasileira;
 P – Pressão do sistema;
 Q – Calor trocado do sistema com a vizinhança;
 R – Constante dos gases;
 r_0 – Raio crítico do núcleo;
 S – Entropia;
 σ_e – Tensão de escoamento;
 T – Temperatura do sistema;
 t – Tempo;
 T_E – Temperatura de equilíbrio;
 T_F – Temperatura de fusão;
 T_R – Temperatura de recristalização;
 TRC – Twin-Roll-Casting;
 U – Energia interna;
 UFPE – Universidade Federal de Pernambuco;
 V – Volume;
 V_{MAX} – Valor máximo de uma propriedade mecânica;
 V_{MIN} – Valor mínimo de uma propriedade mecânica;
 Y – Fração transformada;
 $Y_{(Rec)}$ – Fração Recristalizada;
 γ_s – Energia livre específica de superfície.

1. INTRODUÇÃO

O alumínio é atualmente um dos metais mais usados na indústria, com uma gama de aplicações que abrangem desde uma simples embalagem de um produto alimentício até os elementos estruturais de uma sofisticada aeronave (Jack, 1989). Na sua forma mais pura (99,9%), o alumínio apresenta baixa resistência e dureza; em contra partida, apresenta alta formabilidade, soldabilidade, resistência à corrosão, além de ser excelente condutor de eletricidade (Abal, 1994). Com alto grau de pureza, o alumínio pode ser utilizado em muitas aplicações como equipamentos químicos, irradiadores de calor, refletores, catalisador na produção da gasolina e na forma de componentes eletrônicos. Entretanto, são as ligas de alumínio que apresentam propriedades mecânicas bem superiores ao alumínio puro, por isso elas são largamente utilizadas, principalmente em aplicações especiais num universo muito grande de produtos. Através da adição de outros elementos metálicos ao alumínio torna-se possível a produção de diversos tipos de ligas.

A presença da ALCOA Alumínio S.A. em nosso estado tem permitido a realização de várias pesquisas para melhoramento e desenvolvimento de novas ligas de alumínio, num trabalho científico entre a universidade e o setor industrial, por ela representada. Alguns estudos já foram realizados com as ligas comerciais AA 8011 e AA 3003, embora se tenha muito que estudar. A liga AA 8011 tem como características a elevadíssima formabilidade e uma boa resistência, sendo empregadas, principalmente, em produtos derivados de folhas finas, até a espessura de 6,5 micrometros. A liga AA 3003, com comportamento mecânico intermediário, atende muito bem aos produtos embutidos, derivados de chapas. Para ampliar o leque de opções de produtos na ALCOA Alumínio S.A., neste trabalho será estudada a cinética de recristalização da liga AA 8023, com o objetivo de se compreender melhor a fenomenologia *formabilidade* $\propto$ *resistência*. Diferentes seqüências termomecânicas foram produzidas, tendo em vista a aplicação desta nova liga a diferentes produtos derivados de chapas de alumínio. Toda a experiência acumulada pelo GN2M - Grupo de Novos Materiais Metálicos da UFPE com ligas de alumínio ao longo dos últimos anos serviu como suporte para o presente estudo.

A liga de alumínio utilizada nesse trabalho foi catalogada pela "Aluminium Association" como AA 8023, pertence ao sistema Al-Fe-Mn e possui como principal característica uma elevada resistência associada a uma boa formabilidade, sendo utilizada em aletas de radiadores automotivos e embalagens de alta resistência. Foi produzida pelo processo "Twin Roll Casting" (TRC) que obtém chapas diretamente do metal fundido, combinando em uma única operação, solidificação rápida com laminação a quente, eliminando diversas etapas do processo tradicional de lingotamento (Gras et al 2005, Ferreira, 2006).

O uso da tecnologia Caster começou a crescer nos anos 70, e atualmente contribui com cerca de 20% dos produtos laminados de alumínio, ocupando lugar de destaque na fabricação de bobinas (Martins et al, 2006). Nesse processo termomecânico as chapas são produzidas a partir da passagem do metal líquido por dois rolos cilíndricos refrigerados internamente com água, produzindo tiras facilmente bobinadas (Yun et al, 2000; Cook et al, 1995).

Para o caso específico de alumínio e suas ligas deformados 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 em produto e matriz. Esse estudo utilizou métodos indiretos onde a variação de uma propriedade mecânica (alongamento e tensão de escoamento) foi associada a uma variação da fração recristalizada (Gorelik, 1981; Ferreira, 2002).

As chapas foram laminadas até 80%, a uma taxa de deformação de $1,8 \text{ s}^{-1}$ para produzir chapas com espessura de 2,0mm (60%) e 1,0mm (80%). Inicialmente foram realizadas análises térmicas diferenciais - ATD para identificação dos domínios de transformação de fase da liga encruada. Em seguida diferentes amostras foram recozidas isotermicamente em três temperaturas para tempos que variaram entre 5 e 120 min.

Com base nas curvas *propriedade* $\times$ *tempo*, levantadas para tensão de escoamento e alongamento, foram determinadas as cinéticas de recristalização para cada propriedade analisada, segundo a lei de formação prevista por Johnson-Mehl-Avrami (Christiam, 1965; Liu 2005). Para melhor compreensão da *formabilidade* $\times$ *resistência*, propriedades conflitantes, também foi feito um estudo do potencial de encruamento onde foram realizados ensaios de tração para determinação da tensão de escoamento para espessuras que variaram de 1,0 mm a 4,0 mm.

Finalmente, para a análise microestrutural foi utilizada microscopia eletrônica de varredura – MEV onde os efeitos da recristalização foram observados a partir das fraturas em corpos de prova submetidos a diferentes condições de tratamentos térmicos (recozimento).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Fundamentação teórica das transformações de fases

Fase pode ser definida como sendo uma porção homogênea de um sistema que possui características físicas e químicas uniformes (Callister, 2002). Geralmente, os materiais constituídos por sistemas sólidos evoluem segundo princípios científicos respaldados nas leis da termodinâmica (Ferreira, 2002).

A combinação da 1ª lei da termodinâmica (equivalência mecânica) e a 2ª lei (sentido de reação de um processo), resulta na variação da energia livre de Gibbs dada pela Eq. (2.1). Considerando-se a evolução espontânea de um sistema sólido, e constantes sua temperatura (T) e pressão (P).

$$\Delta G = \Delta U + P\Delta V - T\Delta S \quad (2.1)$$

Na equação acima, U é a energia interna, V é o volume e S é a entropia. Na prática, a energia livre de Gibbs pode ser entendida como sendo a energia disponível a transformação ou balanço. Pode-se ainda fazer uma associação a cada parcela da equação. O termo da variação da energia interna (ΔU) é relativo ao aporte de energia que pode ser medido na forma de calor liberado ou absorvido. O termo da variação de volume ($P\Delta V$) está relacionado ao trabalho útil realizado pelo sistema, e o último termo, variação entrópica ($T\Delta S$), com a desordem do sistema.

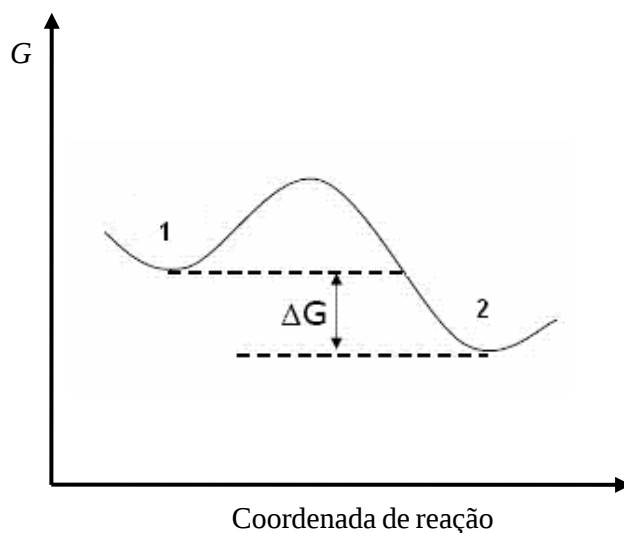


Figura 2.1 – Variação da energia livre (ΔG) necessária para evolução do sistema.

Na figura 2.1, a variação da energia livre de Gibbs pode ser entendida como a força motriz das transformações de fases, pois os sistemas sempre passam de um estado mais energético (1) para um estado menos energético (2), ou seja, toda

transformação de fase só ocorre com variação na energia livre e evoluindo sempre para a desordem, desta forma:

$$\Delta G < 0 \quad (2.2)$$

Um sistema estará em equilíbrio, quando à temperatura T e a pressão P , constantes, sua variação de energia livre for mínima (Higgins, 1982) e, portanto,

$$\Delta G = 0 \quad (2.3)$$

2.2 Teorias das Transformações de fase

A transformação de fase é uma alteração no número e/ou na natureza das fases que constituem a microestrutura de uma liga e ainda pode ser entendida como sendo a evolução ou rearranjo de uma configuração instável ou metaestável de um sistema (átomos ou íons de moléculas) para uma outra configuração mais estável e de menor energia (Callister, 2002; Ferreira, 2002). Basicamente podemos dividi-las em duas teorias:

- Nucleação e crescimento, que ocorre na maioria das transformações difusionais em sólidos e apresentam como principal característica a variação da sua energia interna, indicando através desse aporte de energia o início e fim da transformação, podendo ser detectada por técnicas calorimétricas.
- Decomposição Spinodal ocorre muito rapidamente, em soluções sólidas supersaturadas, devido a apresentarem flutuações da composição química. Mesmo sem o aporte suplementar de energia ocorre a passagem de um estado monofásico para um estado bifásico, não sendo detectada por técnicas calorimétricas.

2.2.1 Teoria da nucleação e crescimento

A nucleação e crescimento é o processo, mais comum, pelo qual vai se formar uma nova fase. Baseia-se na estabilidade e possibilidade de crescimento de um núcleo de uma nova fase numa matriz saturada de soluto, para a temperatura que se encontra (Ferreira, 2002).

Considerando-se que o núcleo possui uma forma esférica (Christiam, 1965) e está sendo formado em uma matriz, conforme esquematizado na figura 2.2, podemos associar dois tipos de energias: A energia livre de formação do núcleo associada ao volume (ΔG_v) e a energia livre associada a superfície (ΔG_s).

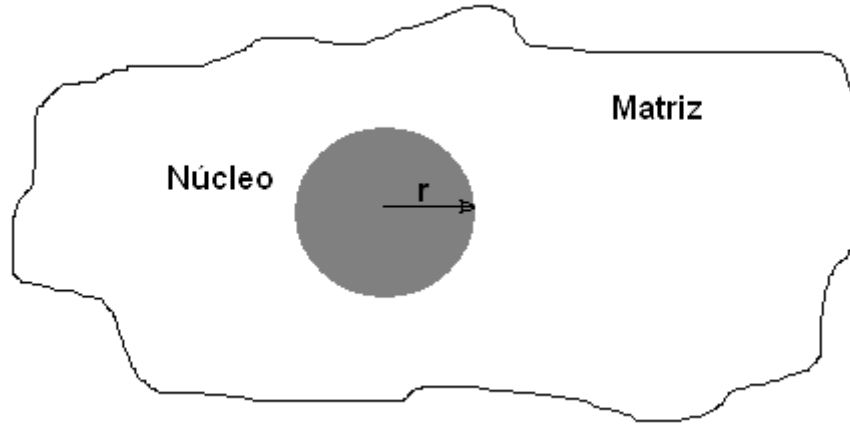


Figura 2.2 – Núcleo de raio r em formação numa matriz

Segundo Verhoeven (1975), a soma destas duas componentes da energia livre, durante a nucleação, fornecem a energia livre total para formação do núcleo, conforme equação abaixo:

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_s \quad (2.4)$$

Na Eq. (2.4), o termo associado ao volume do núcleo pode ser escrito como:

$$\Delta G_v = \frac{4}{3}\pi r^3 (G_2 - G_1) \quad (2.5)$$

A condição termodinâmica para que ocorra nucleação é a redução da energia livre do sistema, teremos sempre $G_2 < G_1$. Segundo a Eq. (2.5), teremos sempre a variação da energia livre associada ao volume negativa durante a nucleação. Portanto, sua curva em função do raio do núcleo será uma parábola cúbica, voltada para baixo.

Podemos escrever também o termo associado à superfície na Eq. (2.4), como sendo:

$$\Delta G_s = 4\pi r^2 \gamma_s \quad (2.6)$$

Onde γ_s é a energia livre específica de superfície (interface). Como γ_s é sempre positiva, a curva da variação da energia livre associada a superfície em função do raio, é uma parábola quadrática voltada para cima.

O resultado da soma, ponto a ponto, para os valores de ΔG_v e ΔG_s , de ambas as curvas traçadas separadamente, é a obtenção de uma nova curva, conforme ilustração da figura 2.3 mostrada abaixo:

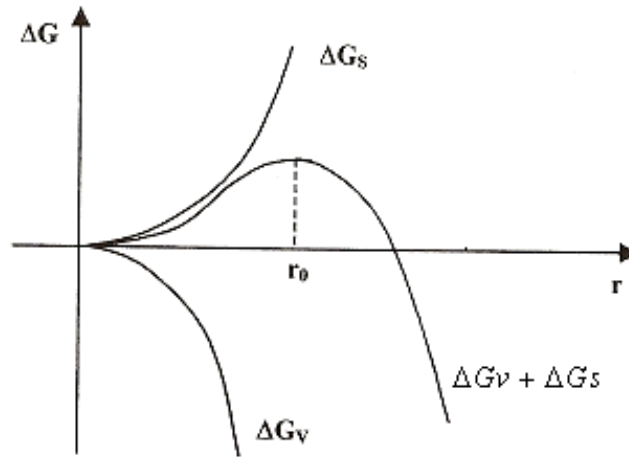


Figura 2.3 – Diagrama esquemático da energia livre total de formação do núcleo em função do raio, mostrando sua influência sobre o raio crítico (r_0).

Através da figura 2.3, podemos observar que para raios de nucleação menores que o raio crítico, a energia livre específica de superfície é alta, e atua como barreira, retendo a nucleação. Neste caso, com o aumento da energia livre do sistema o núcleo tende a desaparecer. Para vencer as barreiras de nucleação precisamos ter um raio de nucleação maior que o raio crítico, pois o sistema terá uma redução na sua energia livre que favorecerá a nucleação, tornando o núcleo estável.

Como o raio crítico (r_0) é um ponto de máximo, podemos considerar que $\frac{\delta(\Delta G)}{\delta r} = 0$, e através da substituição das Eq. (2.5) e (2.6) na Eq. (2.4), teremos:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3(G_2 - G_1) + 4\pi r^2\gamma_s \quad (2.7)$$

Derivando-se a Eq. (2.7) em função do raio r , obtemos:

$$\frac{\delta(\Delta G)}{\delta r} = 4\pi r^2(G_2 - G_1) + 8\pi r\gamma_s \quad (2.8)$$

Podemos reescrever a Eq. (2.8), considerando-se $r=r_0$ no ponto de máximo, teremos então,

$$4\pi r_0[(G_2 - G_1)r_0 + 2\gamma_s] = 0 \quad (2.9)$$

Admitindo-se $r_0 \neq 0$, podemos reescrever a Eq. (2.9) como

$$[(G_2 - G_1)r_0 + 2\gamma_s] = 0 \quad (2.10)$$

e, finalmente,

$$r_0 = \frac{-2\gamma_s}{G_2 - G_1} \quad (2.11)$$

Podemos considerar ainda que o raio crítico seja influenciado pela temperatura na nucleação e que para uma transformação de fase no estado sólido, o valor da variação de energia livre (ΔG) é dada por:

$$\Delta G_{1 \rightarrow 2} = \Delta H - T\Delta S \quad (2.12)$$

Na equação acima, ΔH é a variação de entalpia do sistema, equivalente a troca de calor durante a reação e ΔS é a variação da entropia. Podemos escrever a Eq. (2.12) como:

$$\Delta G_{1 \rightarrow 2} = (H_2 - H_1) - T(S_2 - S_1) \quad (2.13)$$

No equilíbrio entre as fases (1) e (2), com $T=T_E$, teremos $\Delta G_{1 \rightarrow 2} = 0$ e portanto,

$$S_2 - S_1 = \frac{H_2 - H_1}{T_E} \quad (2.14)$$

ou ainda,

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{T_E} \quad (2.15)$$

Admitindo-se que ΔS e ΔH são independentes de T quando $T \rightarrow T_E$; podemos substituir a Eq. (2.15) na Eq. (2.12), teremos

$$\Delta G_{1 \rightarrow 2} = \Delta H - \frac{T\Delta H}{T_E} \quad (2.16)$$

e, finalmente,

$$\Delta G_{1 \rightarrow 2} = \frac{\Delta H \Delta T}{T_E} \quad (2.17)$$

Na equação acima, ΔT é a separação da temperatura que ocorre a nucleação em relação a temperatura de equilíbrio (T_E). Substituindo-a na Eq. (2.11), obteremos uma nova equação que relaciona o raio crítico com a temperatura, teremos então,

$$r_0 = \frac{-2\gamma_s}{G_2 - G_1} = \frac{-2\gamma_s T_E}{\Delta H \Delta T} \quad (2.18)$$

Através da Eq. (2.18), observamos que quanto maior a diferença de temperatura, maior é a probabilidade de um núcleo tornar-se estável. O sub-resfriamento contribui para a formação de núcleos, por isso é mais fácil nuclear em baixas temperaturas.

2.2.2 Teoria da decomposição spinodal

Algumas soluções sólidas supersaturadas passam de um estado monofásico para um estado bifásico, por apresentarem flutuações na composição química, sem necessitar de aporte suplementar de energia. Essas transformações por decomposição spinodal ocorrem muito rapidamente, em pequeníssimas frações volumétricas.

As transformações de fase por decomposição spinodal ocorrem sem o aporte de energia e, portanto, não podem ser detectadas por técnicas calorimétricas, nem dilatométricas (Ferreira, 2002). Entretanto se observam mudanças nas propriedades mecânicas e modificações estruturais de ordem nano e micrométricas, podendo ser observadas por microscopia eletrônica de transmissão (MET), mas não se permite um acompanhamento direto da sua evolução.

Essa transformação de fase produz variações significativas do termo entrópico ($T\Delta S$) da equação da energia livre de Gibbs, por isso necessita de uma técnica sensível as variações de entropia, como a espectrometria mecânica mostrada esquematicamente na figura 2.4. Também conhecida como análise espectrométrica “Reed”, que se baseia no princípio de sistemas ressonantes. Por exemplo, ocorrerá uma modificação na frequência natural de oscilação, podendo-se acompanhar e detectar, continuamente, as transformações de fase com variação do termo entrópico.

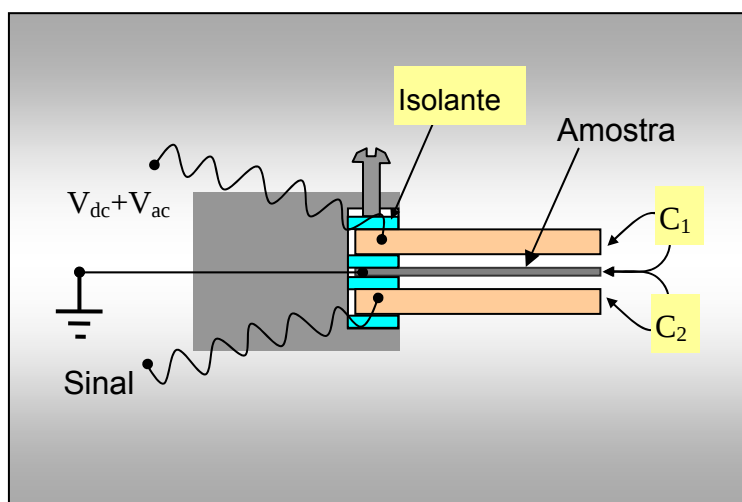


Figura 2.4 – Diagrama esquemático do sistema Reed com detecção capacitiva

2.3 Recozimento

2.3.1 Recozimento de metais trabalhados a frio

Conforme a NBR 6835 (1981), o recozimento é definido como sendo um tratamento térmico destinado a amolecer o material para eliminação total de tensões resultantes de deformações plásticas a frio ou pela anulação dos efeitos de tratamentos térmicos anteriores.

O recozimento é comercialmente muito importante, pois restaura as propriedades de um material que tenha sido deformado a frio. Conforme Dieter (1981) a deformação plástica que é realizada numa região de temperaturas, e sobre um intervalo de tempo tal que o encruamento não é aliviado, é chamada de trabalho a frio ou deformação a frio.

Num processo realizado a frio a maior parte da energia gasta na deformação serve para vencer o atrito interno que se dissipa sob a forma de calor (Ferreira, 2006). Apenas uma pequena parcela, estimada em 10%, sob a forma de energia elástica, é retida nos defeitos gerados pela deformação (Higgins, 1982).

Esses defeitos, geralmente discordâncias, num primeiro estágio favorecem a deformação, atuando como auxiliar na deformação plástica e sendo responsáveis pelo fenômeno de escorregamento de planos, segundo o qual a maioria dos metais se deforma. Porém, em um segundo estágio as discordâncias começam a se acumular provocando barreiras, aumentando a tensão crítica de cisalhamento e, por extensão, a resistência do material. O aumento de dureza resultante da deformação plástica é denominado encruamento do material (Van Vlack, 2003).

O material deformado a frio possui energia interna maior que do material não deformado e, por consequência maior energia livre. Assim, podemos dizer que a diferença de energia livre entre ambos é igual à parcela de energia retida durante a deformação. Conforme Reed-Hill (1982), o aumento de entropia no metal deformado pode ser considerado desprezível, logo a diferença de energia livre entre o metal deformado e o não deformado é igual à variação de energia interna. Isto é:

$$\Delta G = \Delta U \quad (2.19)$$

De acordo com a Eq. (2.19), a liberação da energia elástica durante um tratamento térmico adequado pode ser detectada por técnicas calorimétricas.

Portanto, o recozimento é um processo global no qual o material deformado se recupera, revertendo-se a uma condição livre de deformação. Esta modificação é devida, principalmente, a instabilidade das discordâncias que cresce com o aumento da temperatura (Ferreira, 2006).

O processo de recozimento pode ser dividido em três etapas distintas: recuperação, recristalização e crescimento de grão, conforme mostrado esquematicamente na figura 2.5.

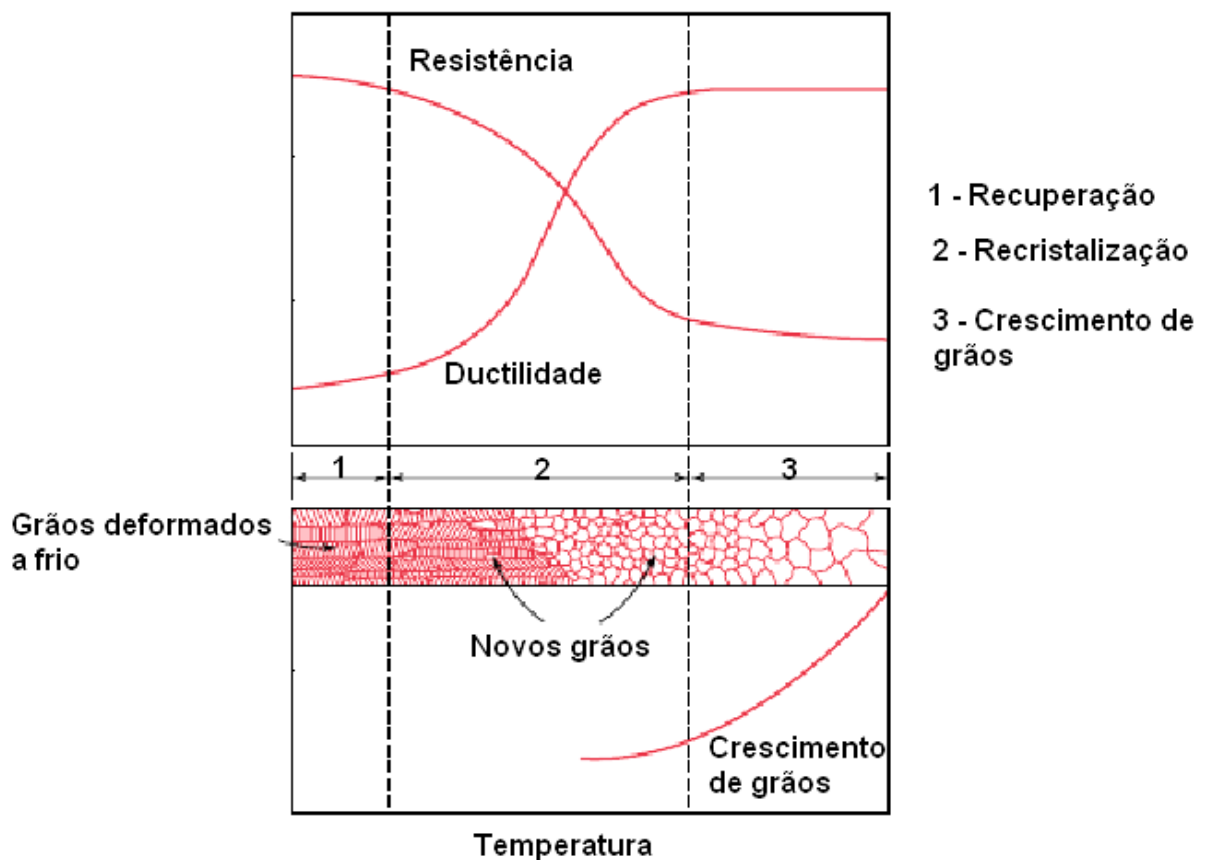


Figura 2.5 – Etapas do recozimento de um material deformado

Em temperaturas próximas e abaixo da temperatura de recristalização os defeitos pontuais que foram introduzidos pela deformação a frio se movem para as discordâncias dentro dos cristais deformados (Van Vlack, 2003). O desaparecimento desses defeitos pontuais não afeta significativamente as propriedades mecânicas, somente um ligeiro amolecimento ocorre durante esse estágio conhecido como recuperação. Nesse estágio a microestrutura não é modificada, muito embora os defeitos pontuais do reticulado cristalino sejam corrigidos, restaurando as propriedades físicas do material.

Na recuperação são restauradas propriedades como a condutividade térmica e elétrica, a densidade e as aberrações de raios-x.

Segundo Vandermeer et al (2001), a recristalização primária pode ser definida como sendo uma etapa do processo de recozimento, onde a microestrutura deformada plasticamente, passa a ter seus grãos livres de deformação, total ou parcialmente, através da transformação de fase por nucleação e crescimento devido ao aumento de temperatura.

Essa segunda etapa constitui-se pelo crescimento de novos cristais a partir de cristais previamente deformados (Gorelik, 1981). Durante este processo, que tem como força motriz a energia armazenada durante a deformação a frio, a densidade de discordâncias diminui muito, produzindo a diminuição da dureza e da resistência, com um aumento da ductilidade.

O crescimento de grão pode ser iniciado durante a recristalização primária, de acordo com a figura 2.5, ocorrendo migração do contorno de grão em direção ao lado química e energeticamente mais favorável ou à aniquilação dos contornos de baixo ângulo. À medida que a temperatura aumenta e vai se distanciando da temperatura de recristalização, o crescimento de grão tende a ser ainda maior. Quando isto ocorre o processo passa a ser conhecido como recristalização secundária ou crescimento anormal de grão.

2.3.2 Lei Potencial de Encruamento

Quando a deformação em um processo de conformação plástica a frio se aproxima da condição de deformação homogênea, pode-se estabelecer com razoável aproximação uma função para a tensão de escoamento (σ). Geralmente, a lei potencial do encruamento é dada pela Eq. (2.20).

$$\sigma = \sigma_o^i + K\varepsilon^n \quad (2.20)$$

Na equação acima, σ_o^i é a tensão de escoamento no início do intervalo que está sendo analisado, K é a constante de tensão, ε é a deformação no intervalo e n é o expoente de encruamento.

Conforme Van Vlack (2003), A deformação (δ) pode ser definida em alguns casos como sendo o percentual de trabalho a frio, expresso pela redução da área da seção transversal do material deformado, conforme Eq. (2.21).

$$\delta = \left(\frac{A_o - A_f}{A_o} \right) \times 100 \quad (2.21)$$

Na equação acima, A_o e A_f são as áreas inicial e final, respectivamente.

2.3.3 Temperatura de recristalização

A cinética de recristalização é influenciada pela temperatura do tratamento de recozimento. De um modo geral, podemos dizer que quanto maior for a temperatura de tratamento, menor será o tempo necessário à recristalização (Reed-Hill, 1982). Vários fatores influenciam a temperatura de recristalização, entre os quais temperatura de fusão, tempo de tratamento, elementos químicos na liga e nível de deformação plástica a frio.

Resultados experimentais comprovaram a influência dos elementos de liga sobre a temperatura de recristalização. Em trabalhos recentes feitos sobre ligas de alumínio do sistema Al-Fe-Si, deformada 90% a frio, percebemos que a temperatura de recristalização é modificada, significativamente, quando elevamos o teor de silício de 0,55 para 0,59%. O aumento de 0,04% no teor de silício faz a temperatura de recristalização passar de 285°C para 315°C, aproximadamente. Nestas análises, foram consideradas, com temperaturas de recristalização, aquelas correspondentes aos valores de pico; ou seja, os valores de máxima nucleação (Ferreira et al, 2000).

Normalmente é aceito que a temperatura de recristalização (T_R) pode ser dada em função da temperatura de fusão, conforme Eq. (2.22).

$$T_R = 0,3T_F \quad (2.22)$$

Na equação acima, T_F é a temperatura absoluta de fusão, nos fornece a temperatura de recristalização para metais puros. No caso de ligas comerciais a temperatura de recristalização pode ser tão elevada podendo chegar até 70% da temperatura de fusão, através da tabela a seguir verificamos as temperaturas de fusão e recristalização para vários metais e ligas.

Pela tabela 2.1 percebe-se que a temperatura de recristalização é maior para o latão, do que para seus elementos de liga, cobre e zinco (Callister, 2002). A recristalização ocorre mais rapidamente em metais puros do que em ligas (Smallman, 1999).

Tabela 2.1 – Temperatura de Recristalização e fusão para vários Metais e Ligas.

Metal	Temperatura de recristalização	Temperatura de fusão
	° C	° C
Alumínio (99,999%p)	80	660
Chumbo	-4	327
Cobre (99,999%p)	120	1085
Estanho	-4	232
Latão (60 Cu – 40 Zn)	475	900
Níquel (99,99%p)	370	1455
Tungstênio	1200	3410
Zinco	10	420

O nível de deformação a frio exerce grande influência na temperatura de recristalização. Segundo Karamis et al (2006), a deformação crítica é um ponto que é maior que o percentual de deformação mínimo requerido para recristalização do material que varia entre 0,5-18% para diferentes metais e ligas. O material mais deformado possui maior energia armazenada, na forma de lacunas e discordâncias, que outro menos deformado. Como a recristalização é um processo termicamente ativado e possui essa energia armazenada, será necessária uma temperatura menor para os átomos se rearranjarem no interior do grão. Isto é, a temperatura de recristalização diminuirá à medida que temos taxas de deformações a frio maiores até que um nível de deformação crítica seja atingido, a partir do qual nenhuma diferença significativa será observada no tempo de recristalização.

Para evitar os problemas de ordem prática, convencionou-se, em metalurgia, que a temperatura de recristalização é aquela na qual um metal puro ou liga recristalizará completamente num tempo finito, normalmente, de uma hora (Ferreira, 2002).

2.3.4 A Recristalização e Seus Mecanismos

A recristalização é uma transformação de fase que ocorre por nucleação e crescimento e, portanto, sua cinética é semelhante à das outras transformações heterogêneas. Conforme Vandermeer et al (2001), dois estágios da cinética de recristalização podem ser normalmente observados:

1. Estágio de transição entre a recuperação e recristalização, caracterizado pela diminuição da taxa de crescimento (10 a 15% de fração recristalizada), é atribuída ao gradiente de energia armazenado devido à deformação na liga e partículas precipitadas onde a maioria dos grãos de recristalização são nucleados.
2. Estágio posterior à recuperação do qual a cinética de recristalização se aproxima do comportamento sigmoidal, obedecendo à equação de Johnson-Mehl-Avrami, onde as taxas de crescimento são aproximadamente constantes.

O comportamento sigmoidal da recristalização, em um recozimento isotérmico pode ser dividido em três períodos. O material começa a recristalizar lentamente (período de incubação), depois aumenta sua velocidade até um valor de máxima nucleação (período de máxima aceleração) e, finalmente, volta a ser lenta (período de desaceleração); A cinética de recristalização é influenciada por dois fatores básicos: a deformação prévia e a temperatura na qual o recozimento é realizado.

Em materiais deformados a frio, existem basicamente dois tipos de mecanismos para recristalização; Migração de fronteira a partir do contorno e nucleação de subgrãos, em função do nível de deformação, Gorelik (1981). Geralmente nos contornos de grão, regiões de alta energia de deformação, iniciam-se a nucleação de uma pequena área recristalizada. As fronteiras desta área nucleada migram para o interior do grão, deixando atrás de si uma área recristalizada. Durante o recozimento, a pequena área recristalizada, nucleada no contorno, avança pelo grão de mais alta energia, varrendo-o e deixando para trás uma região completamente livre dos efeitos da deformação.

Recentemente estudos desenvolvidos por Karamis et al (2006), mostraram que para pequenas taxas de deformação quanto maior a temperatura de recozimento maior o tamanho do grão, isso pode ser justificado através de uma migração de fronteira a partir do contorno. Em grãos que apresentam baixo ângulo de mesorientação, o próprio contorno pode migrar, transformando o bicristal num monocristal. Este mecanismo, também denominado de recristalização secundária, é observado em alguns sistemas de ligas, quando a estrutura não é estabilizada ou quando a temperatura de recozimento é muito elevada.

As figuras 2.6 e 2.7 mostram esquematicamente o mecanismo de recristalização através da migração de fronteira a partir do contorno de grão (Ferreira, 2002).

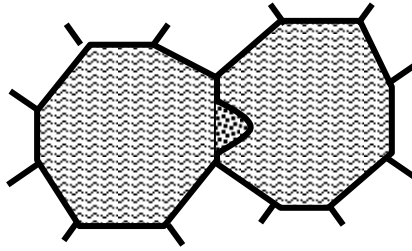


Figura 2.6 – Grãos deformados justapostos e unidos por uma fronteira de alta energia.

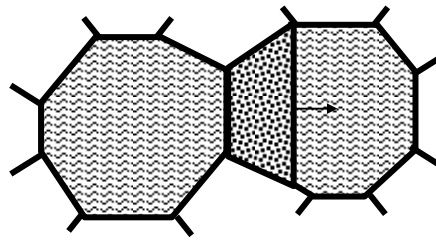


Figura 2.7 – Migração da fronteira a partir do contorno de mais alta energia.

Também foi observado, que para taxas de deformações mais severas quanto maior a temperatura de recozimento menor o tamanho do grão. Isso pode ser justificado devido a Nucleação de subgrãos, pois a alta densidade de discordâncias gera emaranhados no interior do grão. As diversas linhas de discordâncias tendem a se sobrepor, umas sobre as outras, nucleando novos contornos no interior do ex-grão, tal como mostrado pelas figuras 2.8 e 2.9.

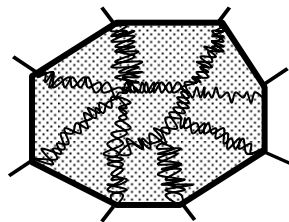


Figura 2.8 – Grãos com alto grau de deformação apresentando um emaranhado de discordâncias.

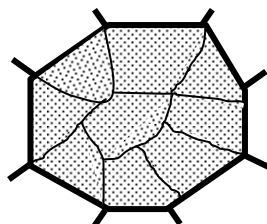


Figura 2.9 – Contornos de subgrãos nucleados a partir do emaranhado de discordâncias.

2.4 A Cinética das Transformações de Fase

As transformações de fase no estado sólido, normalmente possuem barreiras que impedem o curso da reação e a tornam dependente do tempo. Essa dependência em relação ao tempo da taxa de transformação é freqüentemente conhecida por cinética de uma transformação (Callister, 2002).

2.4.1 Fração transformada

A fração transformada instantânea pode ser definida como sendo a razão entre o volume da fase produto e o volume das fases presentes, incluindo-se a matriz no instante considerado (Ferreira, 2002). Considerando-se esses volumes proporcionais a suas respectivas áreas, podemos considerar várias técnicas experimentais para medir a fração transformada a partir da microestrutura. O método mais simples, quando se possui uma fase morfolologicamente 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. A difração de raios-X é a mais importante e precisa técnica indireta, o método tem como princípio de que a área sobre as raia difratadas de uma determinada fase é proporcional a sua fração volumétrica.

Para o caso específico de alumínio deformado 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. Outras técnicas podem ser utilizadas como a análise térmica e a resistividade. Para o caso específico da recristalização, qualquer variação de uma propriedade mecânica, como a dureza, o alongamento ou a tensão de escoamento, pode ser associada a uma variação da fração recristalizada (Gorelik, 1981; Ferreira, 2002). A equação que expressa, genericamente, a cinética de recristalização, pode ser dada pela equação abaixo:

$$\dot{Y}(t) \equiv \frac{dy(t)}{dt} \equiv \frac{d[\Delta(prop)]}{dt} \quad (2.23)$$

Na equação acima, $y(t)$ é a fração transformada e $\Delta(prop)$ é a variação da propriedade mecânica considerada.

A fração recristalizada pode ser associada ao valor de uma propriedade mecânica que se modifica com a recristalização. Utilizando-se um procedimento conhecido como normalização da curva de propriedades, o valor numérico de uma propriedade

(V_{prop}) pode ser transformado em um número racional equivalente à fração recristalizada (Y_{Rec}), através de uma correspondência biunívoca, propriedade-fração recristalizada, a escala de tempo não é alterada. Após a transformação dos valores, realizada ponto-a-ponto, a curva da fração recristalizada, ou curva normalizada, pode ser levantada em função do tempo e a cinética de recristalização pode ser conhecida (Ferreira, 2002).

A propriedade mecânica utilizada para cálculo da fração recristalizada em função do tempo de recristalização poderá ser crescente ou decrescente. Porém ambas terão comportamento sigmoidal e podem ser feitas as seguintes correspondências biunívocas:

2.4.1.1 Propriedade decrescente com o tempo de recristalização

Podemos considerar que quando o material possui 0% de fração recristalizada, sua propriedade possui valor máximo (V_{MAX}), e evoluirá até 100% de fração recristalizada quando o valor sua propriedade será mínimo (V_{MIN}), conforme mostrado na figura 2.10.

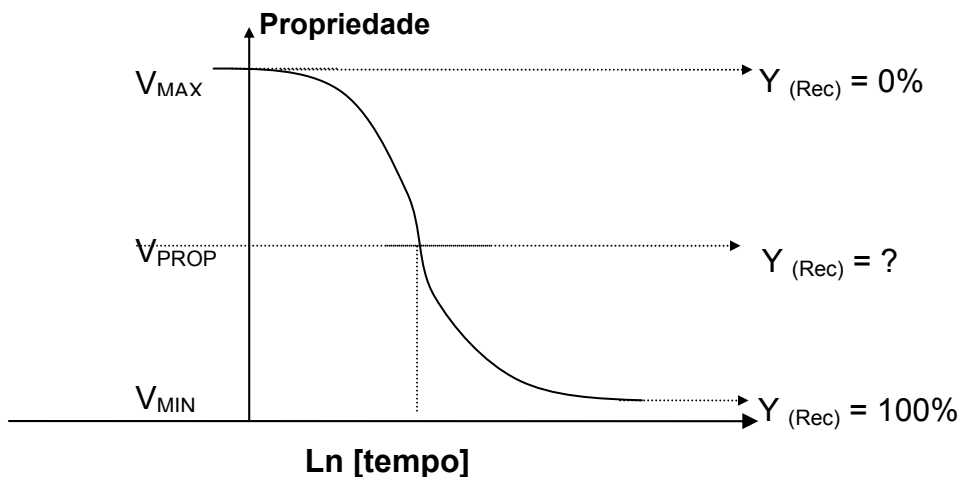


Figura 2.10 - Variação da propriedade decrescente com o tempo de recristalização

Podemos fazer uma correspondência entre propriedade - fração recristalizada, conforme Eq. (2.24).

$$\frac{V_{PROP} - V_{MIN}}{V_{MAX} - V_{MIN}} = \frac{Y - 100}{0 - 100} \quad (2.24)$$

Efetuada as devidas operações matemáticas, obtemos:

$$Y(Re c) = \left(1 - \frac{V_{PROP} - V_{MIN}}{V_{MAX} - V_{MIN}} \right) \times 100 \quad (2.25)$$

2.4.1.2 Propriedade crescente com o tempo de recristalização

Podemos considerar que quando o material possui 0% de fração recristalizada, sua propriedade possui valor mínimo (V_{MIN}), e evoluirá até 100% de fração recristalizada quando o valor sua propriedade será máximo (V_{MAX}), conforme mostrado na figura 2.11.

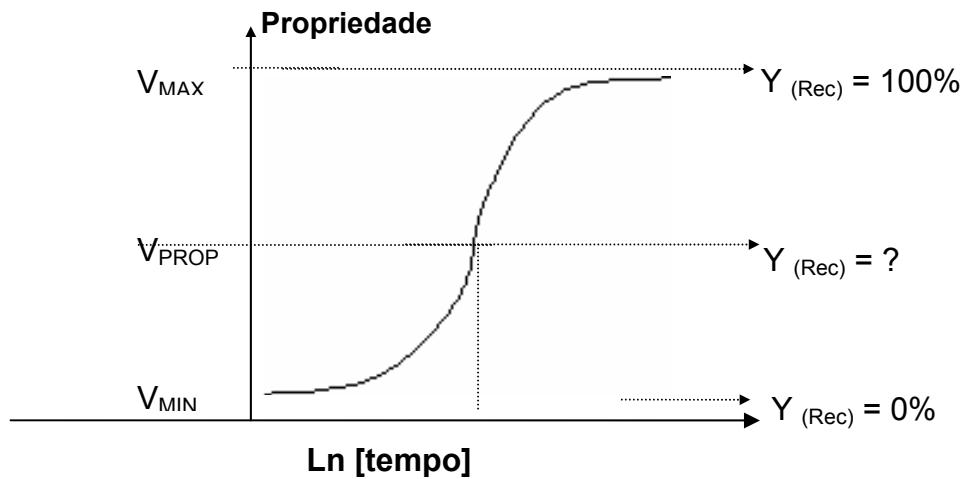


Figura 2.11- Variação da propriedade crescente com o tempo de recristalização

Através da figura 2.11 podemos fazer uma correspondência entre propriedade - fração recristalizada, como segue abaixo,

$$\frac{V_{PROP} - V_{MIN}}{V_{MAX} - V_{MIN}} = \frac{Y - 0}{100 - 0} \quad (2.26)$$

teremos então,

$$Y(Re c) = \left(\frac{V_{PROP} - V_{MIN}}{V_{MAX} - V_{MIN}} \right) \times 100 \quad (2.27)$$

2.4.2 A Cinética empírica das Transformações de Fase

A cinética das transformações de fase dos sistemas heterogêneos, normalmente é muito complexa para ser tratada analiticamente (Ferreira, 2002). Devido a essa complexidade, tem-se a necessidade de recorrer ao método empírico em detrimento ao analítico. Grande parte das transformações isotérmicas em ligas metálicas podem ser descritas pela equação abaixo:

$$\frac{dy}{dt} = K^n t^{n-1} (1-y) \quad (2.28)$$

As constantes K e n, na equação acima podem ser obtidas através de ajustes à curva experimental e são independentes da fração transformada(y) e do tempo (t), para a temperatura considerada. Integrando-se indefinidamente a Eq. (2.28) e considerando a curva isotérmica, obtemos,

$$\ln \frac{1}{1-y} = (Kt)^n \quad (2.29)$$

Na equação acima o fator 1/n foi incluído na nova constante K. Colocando-se a Eq. (2.29) na forma sua forma exponencial, teremos,

$$\frac{1}{1-y} = \exp[(Kt)^n] \quad (2.30)$$

e, finalmente

$$y = 1 - \exp[-(Kt)^n] \quad (2.31)$$

A Eq. (2.31) é denominada de equação de Johnson-Mehl-Avrami (J-M-A) e se aplica a um grande número de reações no estado sólido.

2.4.3 Determinação do tempo da transformação de fase

Uma determinada seqüência de transformação de fase pode ser bastante interessante do ponto de vista termodinâmico, e não ter aplicação prática na indústria pelo fato de ser muito lenta (Ferreira, 2002). Daí a necessidade de se prever o tempo de uma transformação.

A partir da equação de J-M-A, pode ser determinado o tempo de uma transformação de fase. Aplicando-se logaritmo natural a ambos os membros da Eq. (2.31), teremos,

$$\ln(1-y) = -(Kt)^n \quad (2.32)$$

Aplicando-se a ambos os membros da equação acima, novamente logaritmo natural, obtemos,

$$\ln[-\ln(1-y)] = n \ln K + n \ln t \quad (2.33)$$

Através da equação acima, o logaritmo natural de t, é dado por:

$$\ln t = \frac{\ln[-\ln(1-y)] - n \ln K}{n} \quad (2.34)$$

e, finalmente

$$t = \exp \left[\frac{\ln[-\ln(1-y)] - n \ln K}{n} \right] \quad (2.35)$$

2.4.4 Energia de ativação

Quando a fração transformada for obtida experimentalmente em tempos conhecidos, os valores de K e n podem ser determinados através da Eq. (2.31), pode-se traçar o diagrama $\ln[-\ln(1-y)]$ versus $\ln(t)$ e obter uma reta cuja declividade é igual ao expoente n e sua interseção com o eixo $\ln[-\ln(1-y)]$ é igual a $n \ln(K)$.

Conhecendo-se pelo menos três valores da constante K para diferentes temperaturas, e considerando que as transformações de fase no estado sólido podem ser pensadas como um processo termicamente ativado. A energia de ativação empírica (E_A) pode ser dada por:

$$K = A_A \exp \left[-\frac{E_A}{RT} \right] \quad (2.36)$$

Na equação acima, a constante pré-exponencial A_A é conhecida como fator de frequência, R é a constante dos gases e T é a temperatura absoluta.

Aplicando-se logaritmo natural a ambos os membros da Eq. (2.36), obtemos

$$\ln K = \ln A_A - \frac{E_A}{RT} \quad (2.37)$$

Traçando-se o diagrama $\ln K$ versus $\frac{1}{T}$, obtemos uma reta cuja declividade é igual a $-\frac{E_A}{R}$ e sua interseção com o eixo $\ln K$ é igual a $\ln A_A$, conforme figura 2.12.

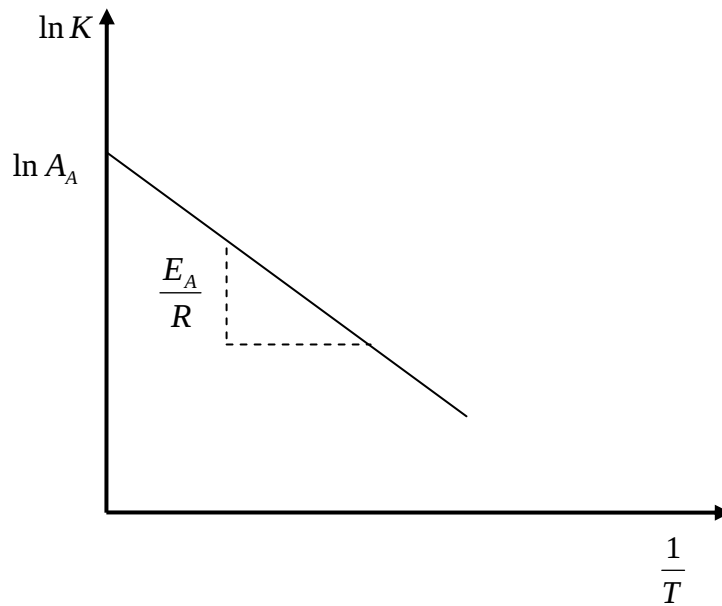


Figura 2.12 – Diagrama $\ln K$ versus $1/T$ usado para determinação de parâmetros cinéticos.

Em casos de decomposição isotérmica, a transformação de fase pode seguir a lei de Arrhenius. Nesses casos, quando o fator de frequência for unitário, a energia de ativação pode ser estimada pela relação abaixo:

$$E_A = -RT \ln K \quad (2.38)$$

2.5 Classificação das ligas de alumínio

Segundo as normas da “Aluminium Association”, para identificar as ligas de alumínio trabalháveis é utilizado um sistema de designação numérica de quatro dígitos. O primeiro dígito indica o grupo de ligas de acordo com o elemento químico (ou elementos químicos) que comparece em maior teor na composição da liga, conforme tabela a seguir (Smallman, 1999).

Tabela 2.2 – Classificação das Ligas de Alumínio

Série	Elemento principal da liga
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos
9XXX	Série não utilizada

O segundo dígito indica modificações da liga original ou dos limites de impurezas e finalmente, os dois últimos identificam a liga de alumínio ou indicam a pureza do alumínio.

A série 1XXX representa o alumínio comercialmente puro, não ligado, com no mínimo 99,00% de pureza. O segundo dígito da designação indica modificações dos limites das impurezas e os dois últimos indicam os centésimos da porcentagem mínima de alumínio.

2.6 Têmperas

Segundo a NBR 6835 (1981), Têmpera é um estado que o material adquire pela ação das deformações plásticas a frio ou a quente, por tratamentos térmicos, ou pela ação de ambos, que dão ao produto estruturas e propriedades características.

O sistema de designação de temperas é baseado na seqüência de tratamentos básicos, usados para produzir as diversas têmperas nos produtos laminados e consiste de uma letra seguida de um ou mais dígitos. As têmperas classificam-se de acordo com os processos a que se submete o material, da seguinte forma:

(a) “F” – como fabricado

Aplica-se aos produtos obtidos através de processos de conformação nos quais não se emprega nenhum controle especial sobre as condições térmicas ou de encruamento. Não se especifica limites para as propriedades mecânicas.

(b) “O” recozido

Aplica-se aos produtos acabados, no estado em que apresenta o menor valor da resistência mecânica.

(c) “H” – encruada

Aplica-se aos produtos nos quais se aumentou a resistência mecânica por deformação plástica a frio e que podem, ou não, ser submetidos a um recozimento complementar, para produzir amolecimento parcial, ou a um processo de estabilização. É utilizado para as ligas não tratáveis termicamente. A letra H será seguida de dois ou mais dígitos.

(d) “W” – solubilizado

Aplica-se somente a algumas ligas, as quais envelhecem naturalmente à temperatura ambiente, após tratamento de solubilização. Esta classificação é específica somente quando o período de envelhecimento natural, após resfriamento brusco é indicado.

(e) “T” – tratado termicamente

Aplica-se aos produtos que sofrem tratamento com ou sem deformação plástica complementar que produz propriedades físicas estáveis e diferentes das obtidas com “F”, “O” e “H”. A letra “T” deve ser seguida por um ou mais dígitos que indicam a sequência dos processos básicos realizados: tratamentos térmicos ou deformações plásticas.

2.6.1 Classificação das têmperas H

Para ligas não-tratáveis termicamente, a letra H será seguida de dois ou mais dígitos, conforme sequência abaixo:

(a) O primeiro dígito indica o processo ou processos a que foi submetido o material:

- H 1- Somente encruado

Aplica-se aos produtos que sofrem deformação plástica a frio, a fim de se obter a resistência desejada sem recozimento complementar. O segundo dígito desta designação indica o grau de encruamento.

- H 2 – deformado plasticamente a frio e parcialmente recozido

Aplica-se aos produtos que sofrem deformação plástica a frio em grau maior que o desejado e, em seguida, recozidos parcialmente para reduzir a sua resistência ao nível específico. Para as ligas que amolecem espontaneamente à temperatura

ambiente, as ligas H2 têm a mesma resistência a tração mínima que as têmperas H1 correspondentes, com alongamento ligeiramente maior. O segundo dígito dessa designação indica o grau de encruamento que permanece depois que o produto foi parcialmente recozido.

- H 3- deformado plasticamente a frio e estabilizado

Aplica-se aos produtos que sofrem deformação plástica a frio e cujas propriedades mecânicas são estabilizadas por um tratamento térmico a baixa temperatura, do qual resulta uma resistência à tração ligeiramente menor e melhor ductilidade. Esta designação aplica-se somente àquelas ligas que, se não forem estabilizadas, amolecem gradativamente à temperatura ambiente. O segundo dígito dessa designação indica o grau de encruamento, antes do tratamento de estabilização.

(b) O segundo dígito indica o grau de encruamento em ordem crescente, sendo os principais denominados conforme segue:

Tabela 2.3 – Grau de encruamento nas têmperas H

Grau	Termo comumente usado
1	1/8 duro
2	1/4 duro
4	1/2 duro
6	3/4 duro
8	duro
9	Extra duro

O grau de encruamento é especificado em função da resistência mecânica. Os graus geralmente correspondem a uma determinada porcentagem de redução a frio (o grau 6 corresponde a aproximadamente 60% de deformação).

(c) O terceiro dígito, quando usado, indica uma variação de uma têmpera de dois dígitos. É usado quando o grau de controle da têmpera ou propriedades mecânicas diferem, porém são próximas daquelas para a têmpera H com dois dígitos ao qual é adicionado, ou quando alguma característica é afetada de maneira significativa.

2.7 Processo “Twin Roll Casting”

Segundo Gras et al (2005), TRC ou simplesmente Caster, é um processo de obtenção de chapas diretamente do metal fundido. Combinando em uma única operação, solidificação rápida com laminação a quente, conforme mostrado esquematicamente na figura 2.13, eliminando diversas etapas do processo tradicional de lingotamento (Ferreira, 2006).

O uso da tecnologia Caster começou a crescer nos anos 70, e atualmente contribui com cerca de 20% dos produtos laminados de alumínio, ocupando lugar de destaque na fabricação de bobinas (Martins et al, 2006). Nesse processo termomecânico as chapas são produzidas a partir da passagem do metal líquido por dois rolos cilíndricos refrigerados internamente com água, produzindo tiras facilmente bobinadas (Yun et al, 2000; Cook et al, 1995).

Normalmente é usado para produção de tiras de alumínio com espessura entre 0,5 e 10 mm com alta qualidade, porém a produtividade é relativamente baixa e as ligas utilizadas ainda são poucas (Gras et al, 2005). O processo é adequado para ligas que possuam pequenas faixas de solidificação, para possuir tempo suficiente de solidificar quando em contato com os cilindros laminadores (Haga et al, 2003).

As tensões mecânicas desenvolvidas durante a rápida solidificação e conformação mecânica, simultaneamente concorrem para fragmentação dos cristais dendríticos em crescimento e, conseqüentemente, para o refino de grão. Esse refino da microestrutura pode ser aumentado pela ação de elevados gradientes térmicos que, associados ao uso de nucleantes, aumentam a velocidade de nucleação na fase líquida (Ferreira, 2006).

Estudos realizados por Martins (2006) na liga AA 3003, revelaram que devido à influência do contato da superfície da chapa com os cilíndricos refrigerados, faz com que a temperatura na superfície seja bem menor que a temperatura no centro da chapa, aumentando a fração volumétrica de precipitados na região central da espessura da chapa, devido à variação de solidificação da superfície para o centro.

Conforme Haga et al (2003), para produção de chapas com pequenas espessuras, a taxa de resfriamento pode ser aumentada, obtendo um aumento na velocidade de caster e produzindo mais rapidamente chapas finas.

O processo TRC pode ser horizontal ou vertical, e normalmente se utiliza para produção de chapas de alumínio o tipo horizontal e para aço o vertical. Entretanto, podem-se produzir chapas de alumínio em ambos os processos. Foram realizados estudos utilizando TRC vertical em tiras de espessuras inferiores a 3 mm e alcançadas velocidades superiores a 60 m/min. A alta velocidade foi conseguida utilizando-se rolos de cobre e sem o uso de lubrificantes (Haga et al, 2003; Haga et al, 2004).

Normalmente os processos convencionais para produção de chapas de alumínio utilizam cilindros de aço que são lubrificados para prevenir a aderência da tira no rolo. Entretanto o uso de lubrificantes diminui a transferência de calor entre o metal fundido e o rolo. Os cilindros feitos de cobre possuem maior condutividade térmica que cilindros de aço, reduzindo o tempo de resfriamento da tira e podem ser utilizados sem lubrificantes.

Com o aumento da taxa de resfriamento, pode-se elevar a velocidade dos cilindros chegando cerca de 10 vezes mais que o processo convencional, melhorando consideravelmente a produtividade.

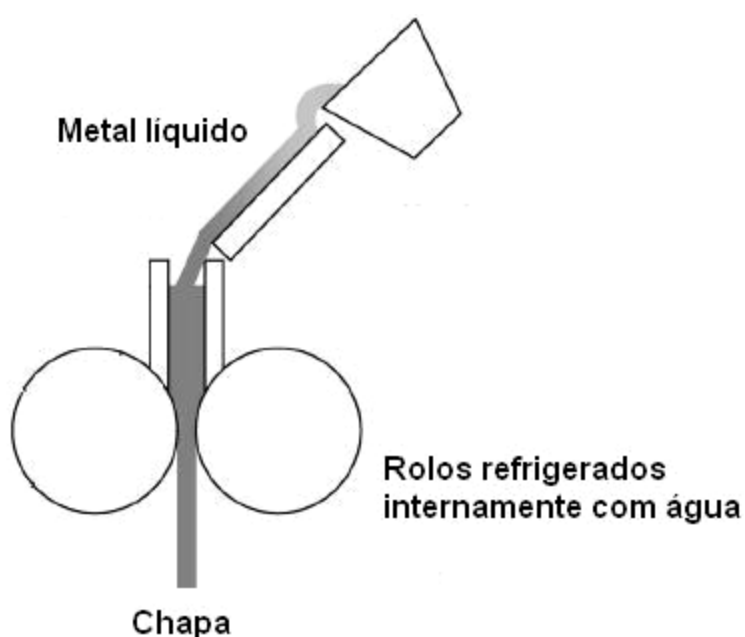


Figura 2.13 – Representação esquemática do processo TRC vertical

3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1 Materiais

A liga de alumínio utilizada neste trabalho foi catalogada pela “Aluminium Association” como AA 8023, pertence ao sistema Al-Fe-Mn e apresenta composição química determinada por espectrometria de emissão, conforme mostra a tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição Química da Liga obtida por Espectrometria de Emissão

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

O material foi fabricado pela ALCOA S.A em forma de tiras com espessura de 5,0 mm, produzida pelo processo “Roll Casting”. Estas tiras foram laminadas até 80%, a uma taxa de deformação de $1,8 \text{ s}^{-1}$, para produzir chapas com espessuras de 2,0mm (60%) e 1,0mm (80%).

3.2 Análise Térmica Diferencial (ATD)

Os materiais foram analisados preliminarmente por análise térmica diferencial (ATD) para identificação dos domínios de transformação de fase. Para as análises, pequenas amostras de 30 mg a 40 mg foram retiradas diretamente do material deformado e realizadas num equipamento do tipo DTA - 50 TA, com as seguintes condições:

Velocidade de aquecimento: $5,0^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

Referência: molibdênio (Mo).

Cadinhos: alumínio de alta pureza.

Atmosfera das análises: nitrogênio (20 ml/min)

3.3 Tratamentos Térmicos e Termomecânicos

Baseados nos resultados obtidos nas análises térmicas foram realizados alguns tratamentos térmicos, tendo como referência os tempos e as temperaturas indicadoras de modificações nas curvas ATD.

Os domínios de transformação de fase detectados por análise térmica e, baseados na temperatura de recristalização (valor de pico), foram realizados tratamentos térmicos de recozimento isotérmico, nas temperaturas de 295°C, 310°C e 325°C para possibilitar o estabelecimento da cinética da evolução.

Foram utilizadas para o estudo da cinética de recristalização amostras de espessuras 2,0 mm, deformadas a frio por laminação conforme ciclo termomecânico mostrado na figura 3.1.

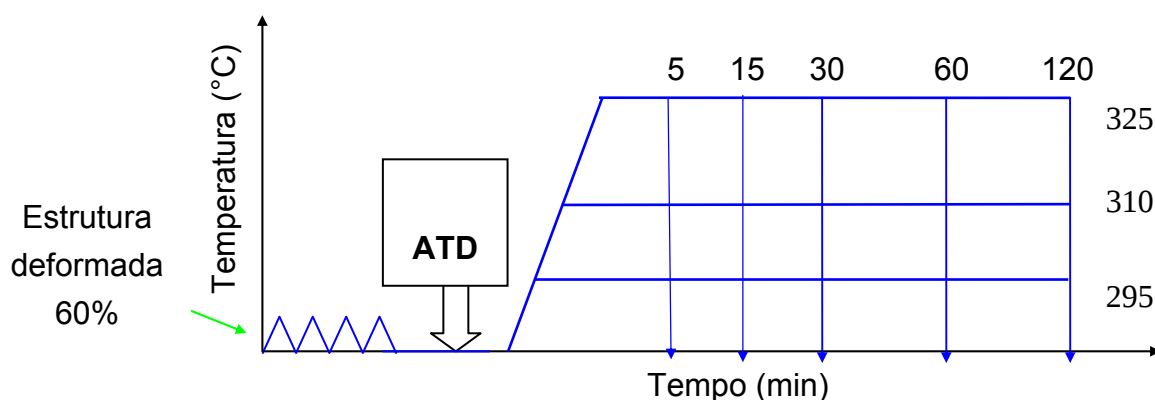


Figura 3.1 - Ciclo termomecânico para estudo da decomposição da liga AA-8023 deformada.

Através da figura 3.1 percebemos que para as três temperaturas de recozimento isotérmico (295, 310 e 325°C) foram escolhidos cinco tempos de tratamento (5, 15, 30, 60 e 120 minutos) seguido de resfriamento em água.

A espessura bruta de 5,0 mm foi deformada a frio até 1,0mm (80%) e, foram utilizadas as espessuras de 4,0; 3,0; 2,0 e 1,0 mm para estabelecimento da lei potencial de encruamento.

Nos ciclos termomecânicos, a deformação plástica foi produzida em um laminador, com taxas médias de deformação de $1,8 \text{ s}^{-1}$. Os tratamentos térmicos foram feitos em um forno tipo mufla, monitorado com termopares do tipo cromel-alumel com incerteza de medição $\pm 3^\circ \text{ K}$.

3.4 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 alongamento e limite de escoamento (0,2%).

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 corpos de prova utilizados no ensaio possuem dimensões segundo a norma ASTM-E8M-89B, especificada para chapas conforme dados da tabela 3.2. A figura 3.2 mostra o corpo de prova para ensaio de tração.

Tabela 3.2 – Dimensões especificadas para corpo de prova submetido a ensaio de tração uniaxial.

	Dimensões, mm
A - Comprimento da seção reduzida, mín	57
B - comprimento da cabeça, aproximadamente	50
C - largura da cabeça, aproximadamente	20
G - comprimento da parte útil	$50^{\pm 0,1}$
L - Comprimento da amostra, mín	200
R - raio, mín	13
T - espessura, máx	12,5
W - largura	$12,5^{\pm 0,2}$

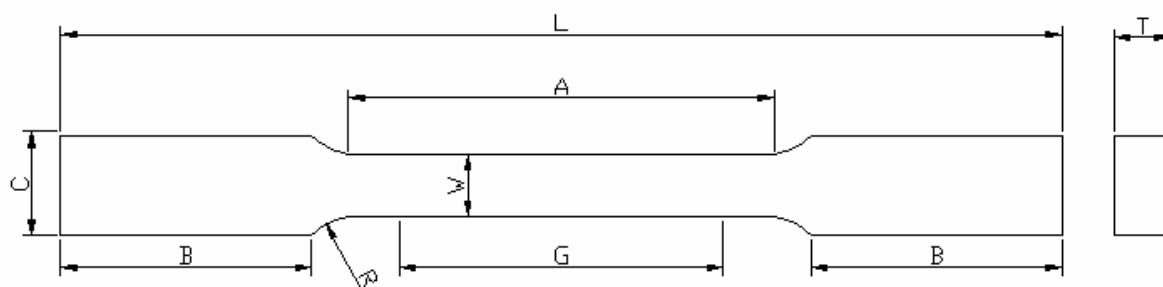


Figura 3.2 – Corpo de prova para ensaio de tração uniaxial.

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.

3.5 Cinética de Recristalização

Os valores da tensão de escoamento (σ_e) e alongamento (ε) 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}).

3.5.1 Fração transformada em função da tensão de escoamento

Através da figura 3.4 podemos fazer uma correspondência entre tensão de escoamento - fração recristalizada, conforme Eq. (3.1).

$$\frac{\sigma_e - \sigma_{\text{MIN}}}{\sigma_{\text{MAX}} - \sigma_{\text{MIN}}} = \frac{Y - 100}{0 - 100} \quad (3.1)$$

Efetuada as devidas operações matemáticas, obtemos:

$$Y(\text{Rec}) = \left(1 - \frac{\sigma_e - \sigma_{e\text{MIN}}}{\sigma_{e\text{MAX}} - \sigma_{e\text{MIN}}} \right) \quad (3.2)$$

A equação acima foi utilizada para calculo da fração recristalizada a partir da curva σ_e versus $\ln[t]$.

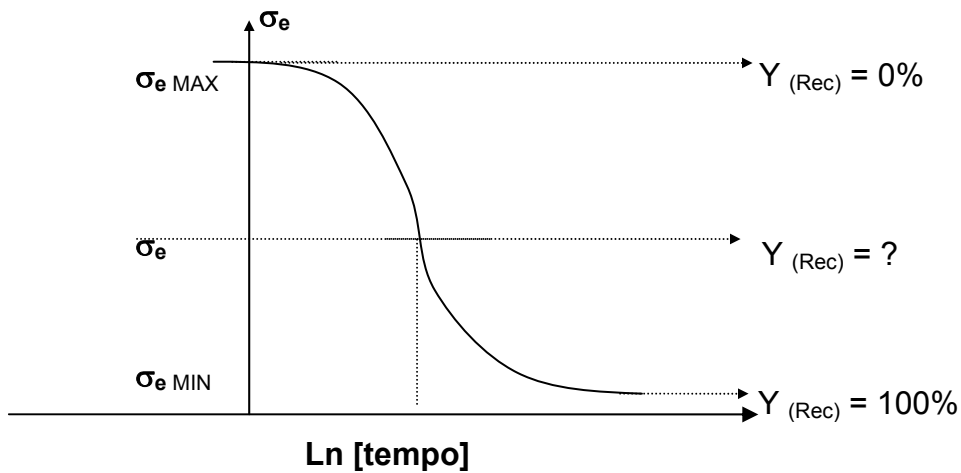


Figura 3.4 – Tensão de escoamento decrescente com o tempo de recristalização.

3.5.2 Fração transformada em função do alongamento

Através da figura 3.5 podemos fazer uma correspondência entre alongamento - fração recristalizada, como segue abaixo,

$$\frac{\varepsilon_{\text{PROP}} - \varepsilon_{\text{MIN}}}{\varepsilon_{\text{MAX}} - \varepsilon_{\text{MIN}}} = \frac{Y - 0}{100 - 0} \quad (3.3)$$

teremos então,

$$Y(\text{Rec}) = \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{\text{MIN}}}{\varepsilon_{\text{MAX}} - \varepsilon_{\text{MIN}}} \right) \quad (3.4)$$

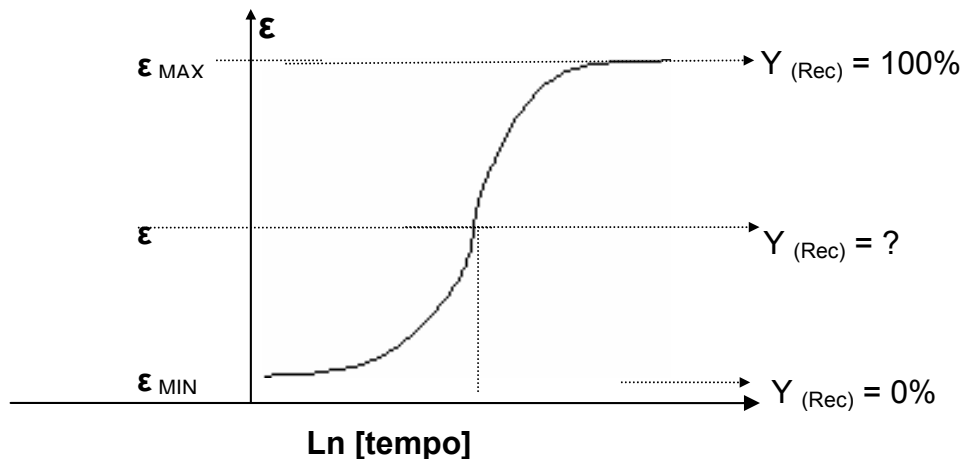


Figura 3.5 – Alongamento crescente com o tempo de recristalização

A Eq. (3.4) foi utilizada para cálculo da fração recristalizada a partir da curva ε versus $\ln[t]$.

3.5.3 Determinação da Cinética de Recristalização

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 3.5.

$$y = 1 - \exp[-(Kt)^n] \quad (3.5)$$

A partir da equação acima de Johnson-Mehl-Avrami (J-M-A), foram determinadas as constantes K e n a partir dos valores de Y e t , obtidos experimentalmente.

Aplicando-se logaritmo natural duas vezes a ambos os membros da equação J-M-A, obtivemos a Eq. (3.6).

$$\ln[-\ln(1-y)] = n \ln K + n \ln t \quad (3.6)$$

Foi traçado o diagrama $\ln[-\ln(1-y)]$ versus $\ln(t)$ e obtido uma reta cuja declividade é igual ao expoente n e sua interseção com o eixo $\ln[-\ln(1-y)]$ é igual a $n \ln(K)$.

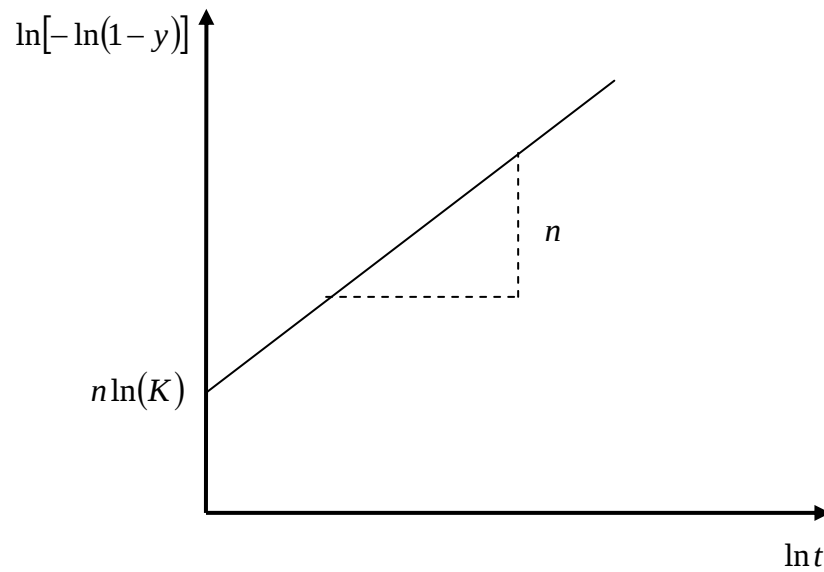


Figura 3.6 – Diagrama $\ln[-\ln(1-y)]$ versus $\ln t$ para determinação dos parâmetros J-M-A.

Foram determinados os parâmetros K e n seguindo o procedimento acima, utilizando-se as frações transformadas obtidas a partir da normalização das curvas das propriedades mecânicas (tensão de escoamento e alongamento).

3.6 Energia de Ativação

Segundo Ferreira (2002), conhecidos os valores da constante K para pelo menos três temperaturas e considerando que a recristalização é um processo termicamente ativado, a energia de ativação empírica (E_A) pode ser determinada por:

$$K = A_A \exp\left[-\frac{E_A}{RT}\right] \quad (3.7)$$

Na Eq. (3.7), a constante pré-exponencial A_A é conhecida como fator de frequência, R é a constante dos gases e T é a temperatura absoluta de recozimento.

Aplicando-se logaritmo natural a ambos os membros da Eq. (3.7), obtivemos a Eq. (3.8) mostrada abaixo.

$$\ln K = \ln A_A - \frac{E_A}{RT} \quad (3.8)$$

Foi traçando o diagrama $\ln K$ versus $1/T$, e obtido uma reta cuja declividade é igual a $-\frac{E_A}{R}$ e sua interseção com o eixo $\ln K$ é igual a $\ln A_A$.

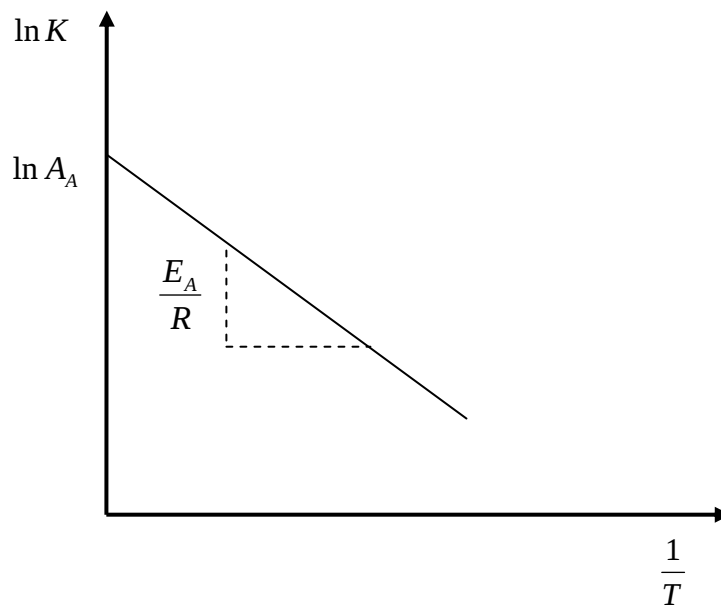


Figura 3.7 – Diagrama $\ln K$ versus $1/T$ usado para determinação da energia de ativação

Outro método para cálculo da energia de ativação de um processo termicamente ativado foi utilizado por Liu et al (2005), que utilizou o tempo para 50% de recristalização ($t_{0,5}$) obtidos através dos parâmetros da equação de J-M-A. A energia de ativação empírica (E_A) foi dada por:

$$t_{(0,5)} = \tau_0 \exp\left(\frac{E_A}{RT}\right) \quad (3.9)$$

Na equação acima, τ_0 é a constante pré-exponencial, R é a constante dos gases e T é a temperatura absoluta de recozimento.

Aplicando-se logaritmo natural a ambos os membros da Eq. (3.9), obtivemos a Eq. (3.10) mostrada abaixo.

$$\ln t_{(0,5)} = \ln \tau_0 + \frac{E_A}{RT} \quad (3.10)$$

Foi traçando o diagrama $\ln t_{(0,5)}$ versus $\frac{1}{T}$, e obtido uma reta cuja declividade é igual a $\frac{E_A}{R}$ e sua interseção com o eixo $\ln t_{(0,5)}$ é igual a $\ln \tau_0$.

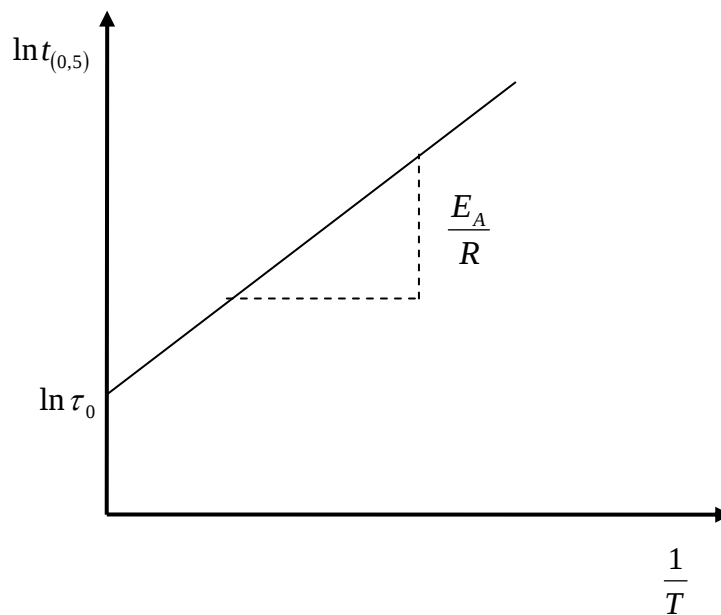


Figura 3.8 – Diagrama $\ln t_{(0,5)}$ versus $1/T$ usado para determinação da energia de ativação

3.7 Lei Potencial de Encruamento

Os valores da tensão do limite escoamento (σ_e) a 0,2% foram plotados em função do nível de deformação a frio, produzido previamente por laminação. A lei potencial foi definida utilizando cinco condições de deformação por laminação, a partir das quais foram gerados cinco pontos na curva tensão de escoamento versus deformação (ε), que foi determinada através da equação abaixo:

$$\sigma = \sigma_o^i + K\varepsilon^n \quad (3.11)$$

Através da Eq. (3.11), foram determinadas as constantes K e n . Aplicando-se logaritmo natural a ambos os membros da equação, obtivemos.

$$\ln(\sigma - \sigma_o^i) = \ln(K) + n \ln(\varepsilon) \quad (3.12)$$

A partir da Eq. (3.12) foi traçado o diagrama $\ln[(\sigma - \sigma_o^i)]$ versus $\ln(\varepsilon)$ e obtido uma reta cuja declividade é igual ao expoente n e sua interseção com o eixo $\ln[(\sigma - \sigma_o^i)]$ é igual a $\ln(K)$, conforme figura 3.9.

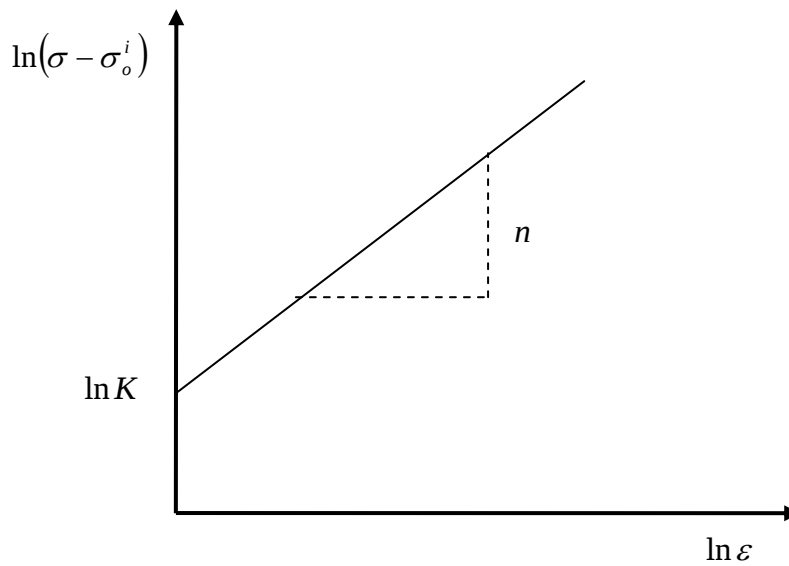


Figura 3.9 – Diagrama $\ln[(\sigma - \sigma_o^i)]$ versus $\ln(\varepsilon)$ para determinação das constantes da lei potencial de encruamento.

3.8 Análise Microestrutural

As microestruturas resultantes dos tratamentos termomecânicos foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), nos domínios de transformações de fases mais relevantes, conforme mostrado na tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Condições de recozimento isotérmico

Temperatura	Tempo		
	5 min	30 min	60min
295°C		x	
310°C	x	x	X
325°C		x	

A figura 3.10 mostra de forma esquemática um corpo de prova que sofreu fratura dúctil após ensaio de tração uniaxial, no qual foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura para o estudo da morfologia da superfície fraturada, conforme mostrado na figura 3.11, em que os efeitos da recristalização foram observados diretamente a partir das fraturas.

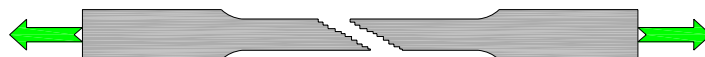


Figura 3.10 – Esquema de fratura do corpo de prova após ensaio de tração.

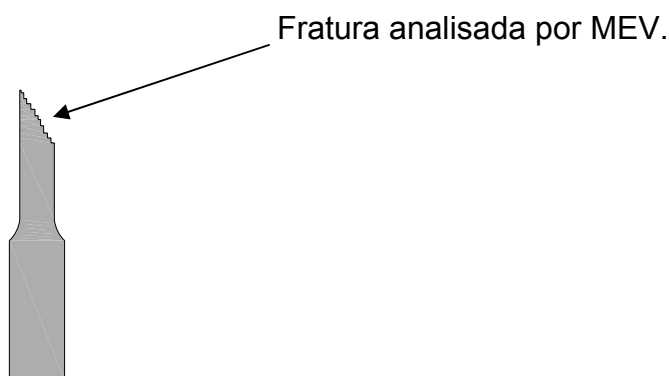


Figura 3.11 – Superfície fraturada analisada por microscopia eletrônica de varredura.

Numa tentativa de tornar a evolução microestrutural do recozimento mais evidente foi feito um tratamento térmico à 490°C, durante 3 horas. A microestrutura recozida foi comparada à estrutura encruada. Para análise em MEV, todas as amostras que não foram observadas diretamente na fratura, foram preparadas por metalografia tradicional, com lixamento feito numa sequência de papéis com granulometria de 220, 400, 600, 1000 e 4000 mesh e polimento em tapete com pasta diamantada de 1 μm . Após o polimento no tapete, as amostras sofreram um polimento suplementar com sílica coloidal. Para este estudo foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura Leica S440i equipado com detector de elétrons secundários ou elétrons retroespalhados e com Espectrômetro a Dispersão de Energia – EDS.

4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.1 Análise Térmica Diferencial (ATD)

Os materiais deformados a 60% foram analisados preliminarmente por análise térmica diferencial - ATD para identificação dos domínios de transformação de fase para estabelecimento da cinética da evolução.

Os resultados mostraram um pico exotérmico sobre a curva ATD próximo a 310°C, característico da recristalização primária, que teve início em 295°C e término em 325°C, conforme mostrado na figura 4.1. Os tratamentos de recozimento isotérmico foram realizados nas temperaturas de 310°C (pico), 295°C e 325°C em tempos que variaram de 5 min a 120 min.

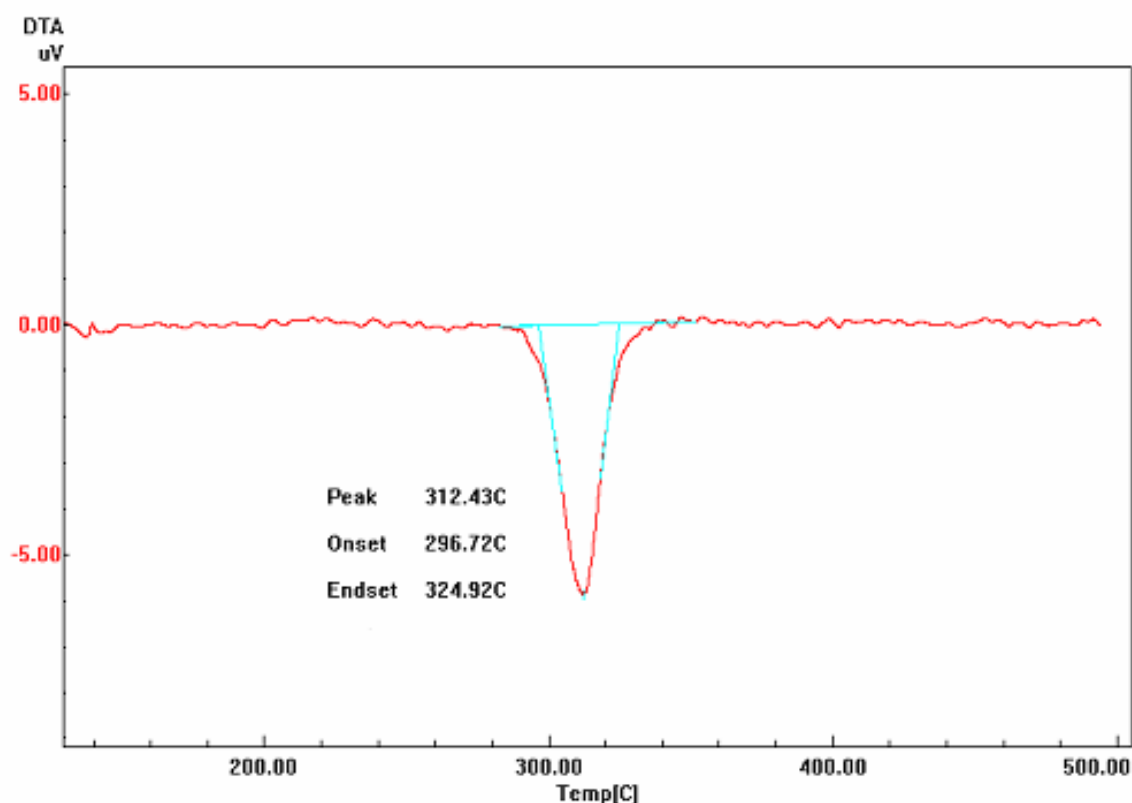


Figura 4.1 – Curva de ensaio ATD realizado a uma taxa de aquecimento 5°C/min.

4.2 Cinética de Recristalização

4.2.1 Recozimento Isotérmico a 295° C

Como resultado do ensaio de tração uniaxial, onde foram avaliados o limite de escoamento (0,2%) e o alongamento na direção longitudinal a laminação, obtivemos:

Para o limite de escoamento, foi observada uma queda significativa da tensão após 17 minutos de tratamento, conforme mostrado na figura 4.2. O gráfico da figura 4.3 mostra um 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 4.4, são respectivamente $3,26 \times 10^{-4}$ e 1,29. A equação da fração recristalizada que expressa a cinética de recristalização a partir da tensão 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.

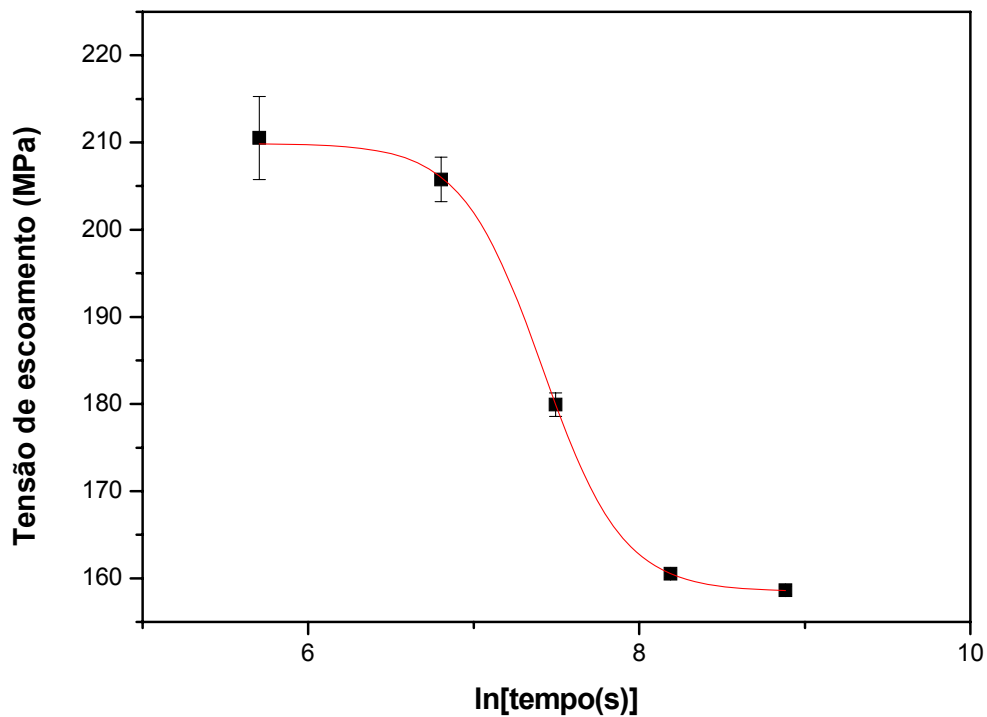


Figura 4.2 – Curva dos limites de escoamento (0,2%) em função do tempo de recristalização a 295° C.

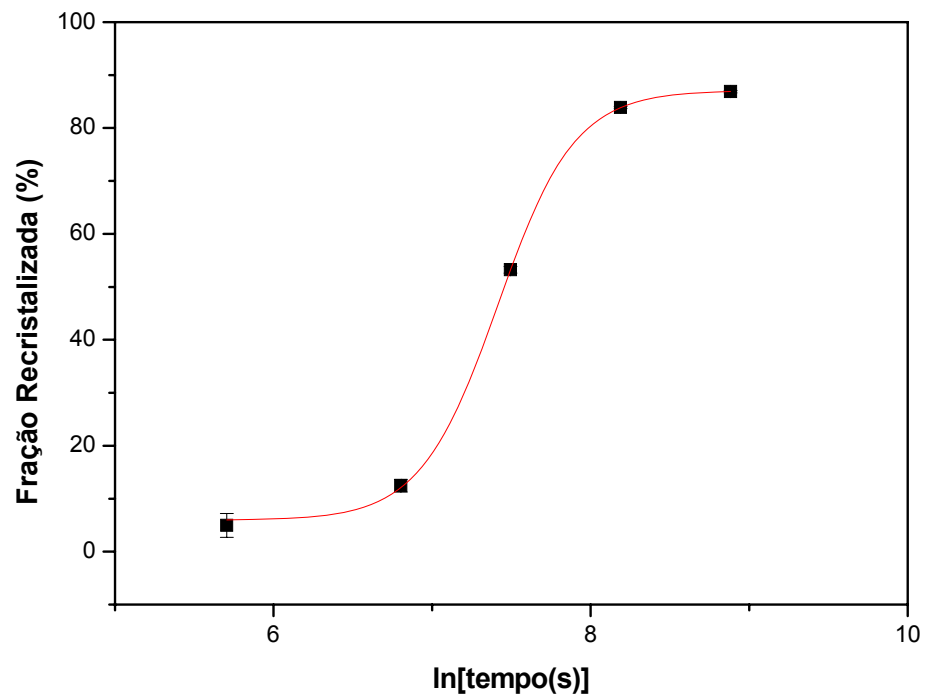


Figura 4.3 – Curva das frações recristalizadas obtidas a partir dos limites de escoamento em função do tempo de recristalização a 295° C.

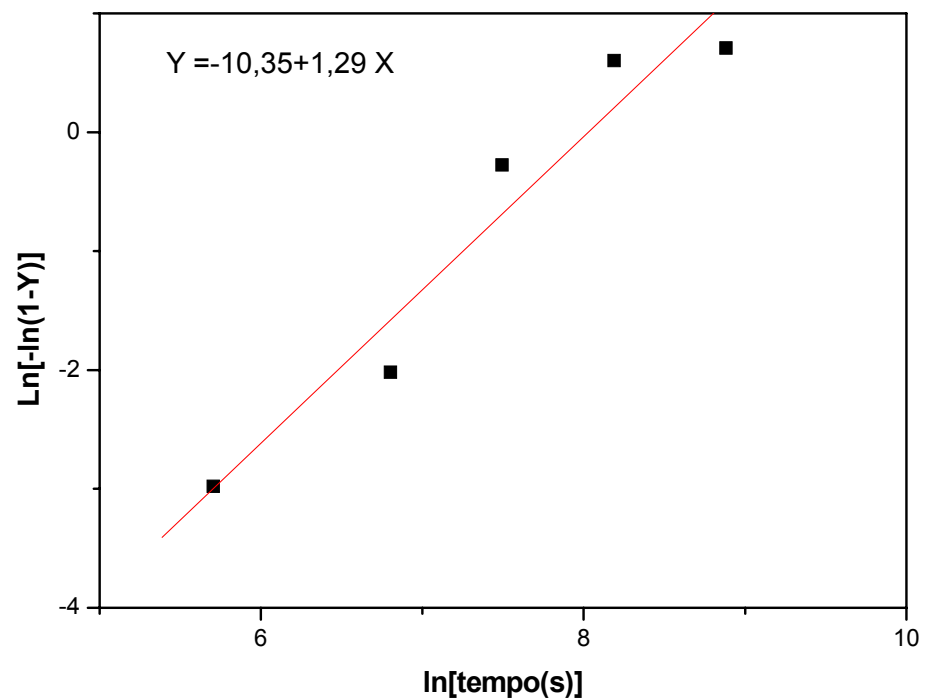


Figura 4.4 – Diagrama $\ln [-\ln(1-Y)]$ versus $\ln(t)$ a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A a 295° C.

Para o alongamento, foi observado um aumento significativo após 15 minutos de tratamento, conforme mostrado na figura 4.5. O gráfico da figura 4.6 mostra um comportamento bem semelhante 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 4.7, são respectivamente $3,27 \times 10^{-4}$ e 1,16. A equação da fração recristalizada que expressa a cinética de recristalização a partir da tensão de escoamento, é $Y = 1 - \exp[-(3,27 \times 10^{-4}t)^{1,16}]$. De acordo com a equação de J-M-A o tempo para 5% de recristalização foi de 4 min e para 95% de recristalização foi de 131 min.

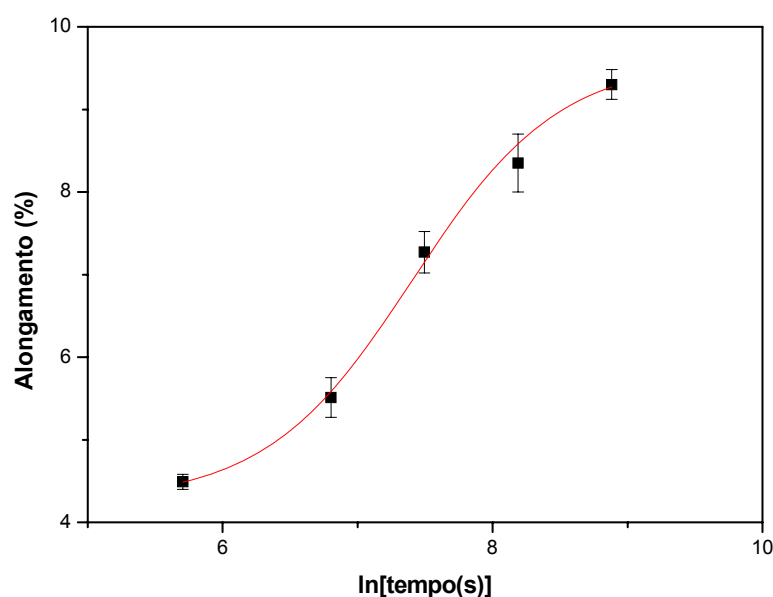


Figura 4.5—Curva dos alongamentos em função do tempo de recristalização a 295°C

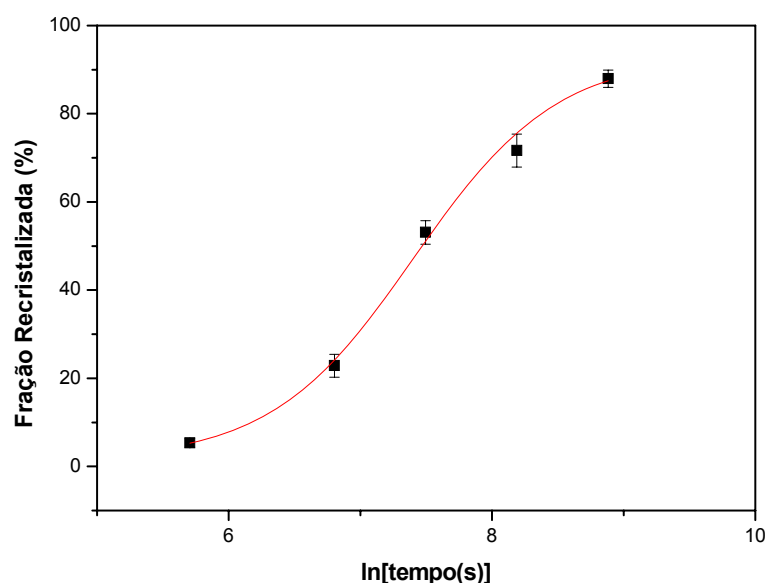


Figura 4.6 – Curva das frações recristalizadas obtidas a partir dos alongamentos em função do tempo de recristalização a 295° C.

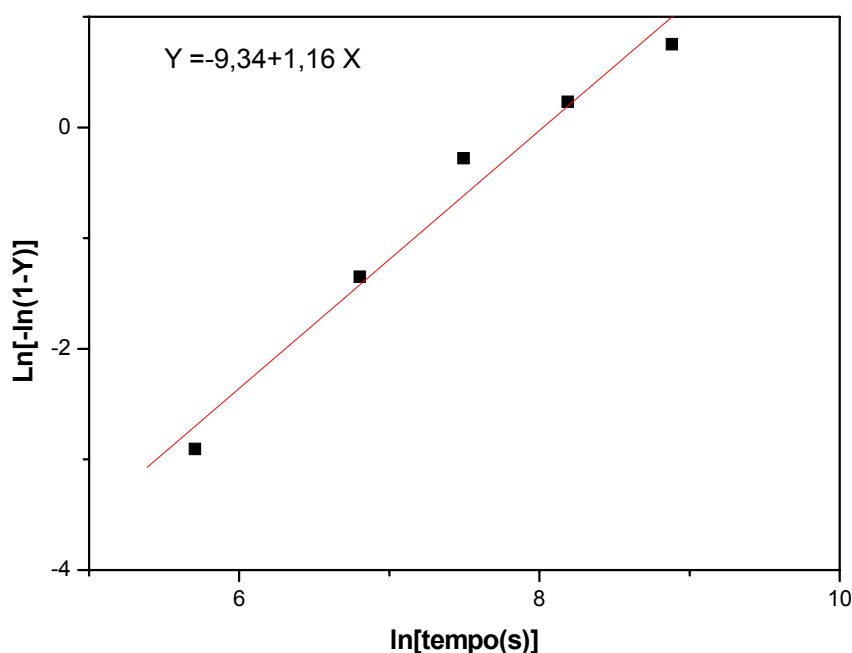


Figura 4.7 – Diagrama $\ln [-\ln(1-Y)]$ versus $\ln(t)$ a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A a 295° C.

4.2.2 Recozimento Isotérmico a 310° C

Como resultado do ensaio de tração uniaxial, onde foram avaliados o limite de escoamento (0,2%) e o alongamento na direção longitudinal a laminação, obtivemos:

Para o limite de escoamento, foi observada uma queda significativa da tensão após 13 minutos de tratamento, conforme mostrado na figura 4.8. O gráfico da figura 4.9 mostra um 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 4.10, 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.

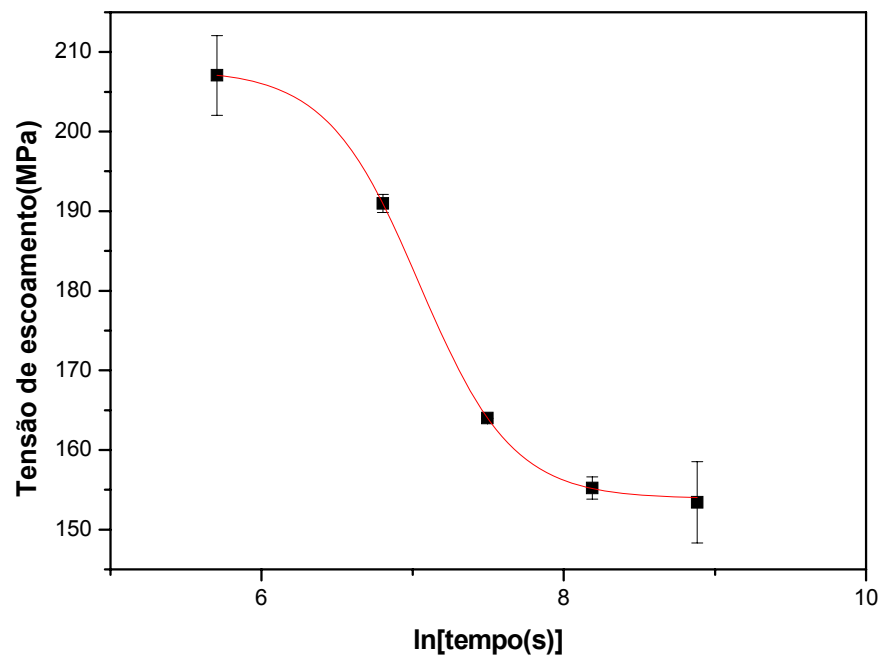


Figura 4.8 – Curva dos limites de escoamento (0,2%) em função do tempo de recristalização a 310° C.

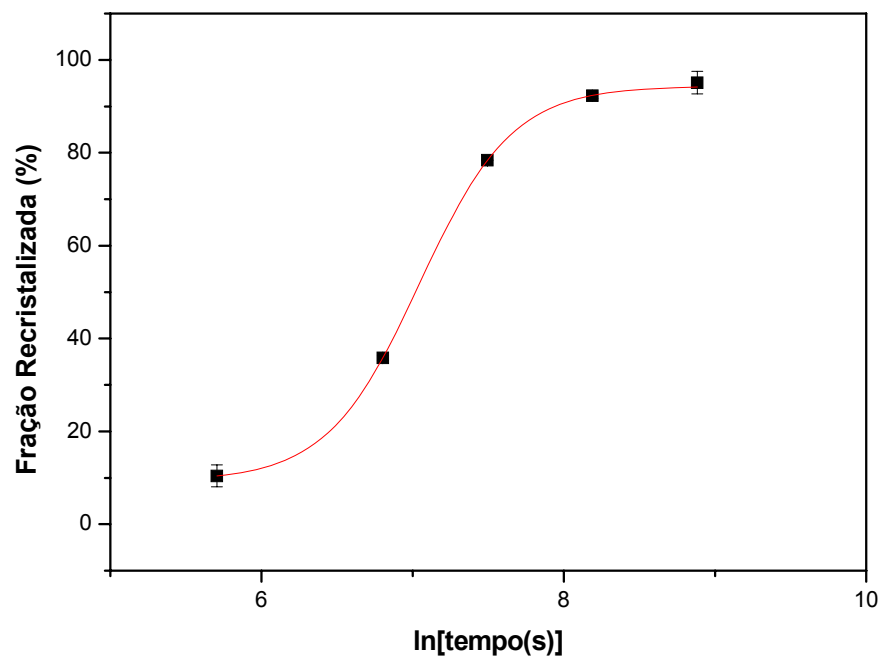


Figura 4.9 – Curva das frações recristalizadas obtidas a partir dos limites de escoamento em função do tempo de recristalização a 310° C.

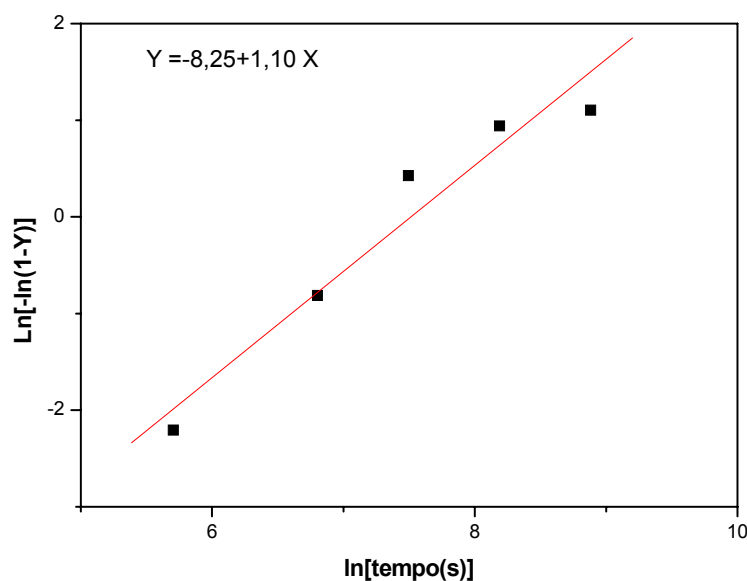


Figura 4.10 – Diagrama $\ln[-\ln(1-Y)]$ versus $\ln(t)$ a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A a 310°C .

Para o alongamento, foi observado um aumento significativo após 14 minutos de tratamento, conforme mostrado na figura 4.11. O gráfico da figura 4.12 mostra um comportamento bem semelhante, 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 4.13, são respectivamente $5,90 \times 10^{-4}$ e 1,0. A equação da fração recristalizada que expressa a cinética de recristalização a partir da tensão de escoamento, é $Y = 1 - \exp[-(5,90 \times 10^{-4}t)^{1,0}]$. De acordo com a equação de J-M-A o tempo para 5% de recristalização foi de 1,5 min e para 95% de recristalização foi de 85 min.

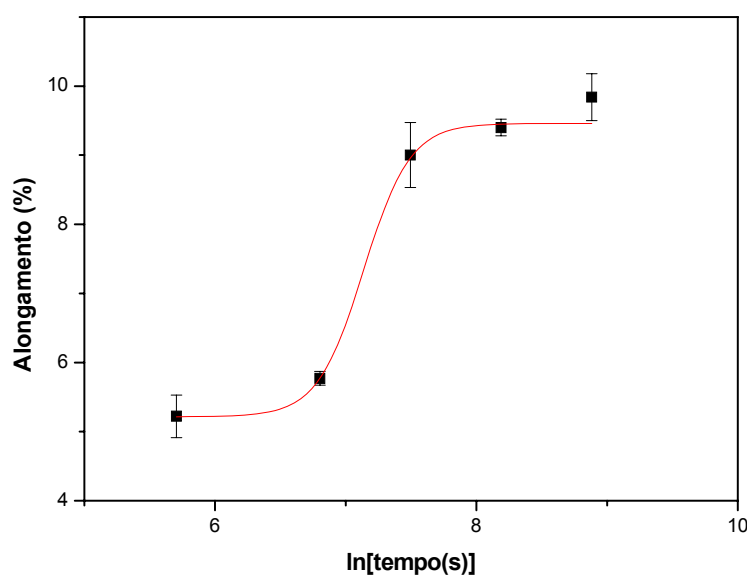


Figura 4.11-Curva dos alongamentos em função do tempo de recristalização a 310°C .

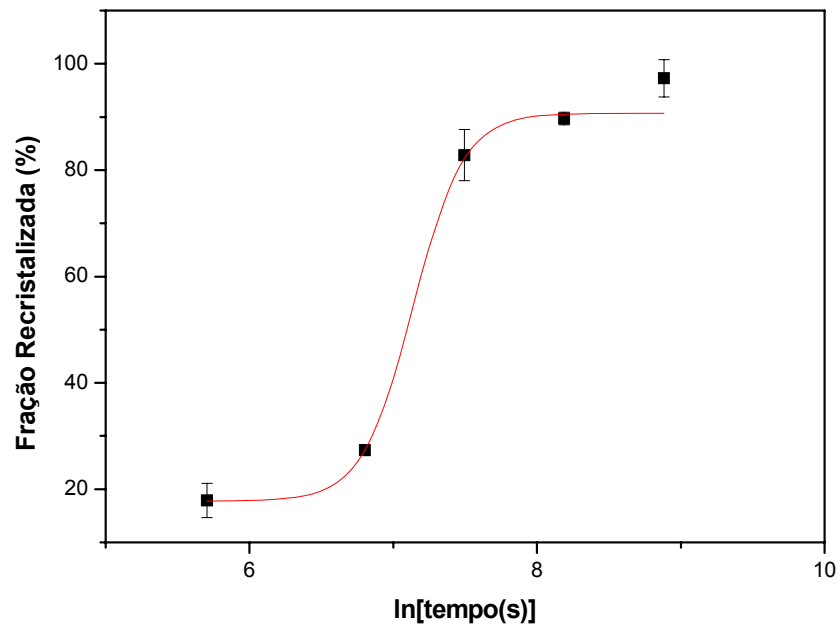


Figura 4.12 – Curva das frações recristalizadas obtidas a partir dos alongamentos em função do tempo de recristalização a 310° C.

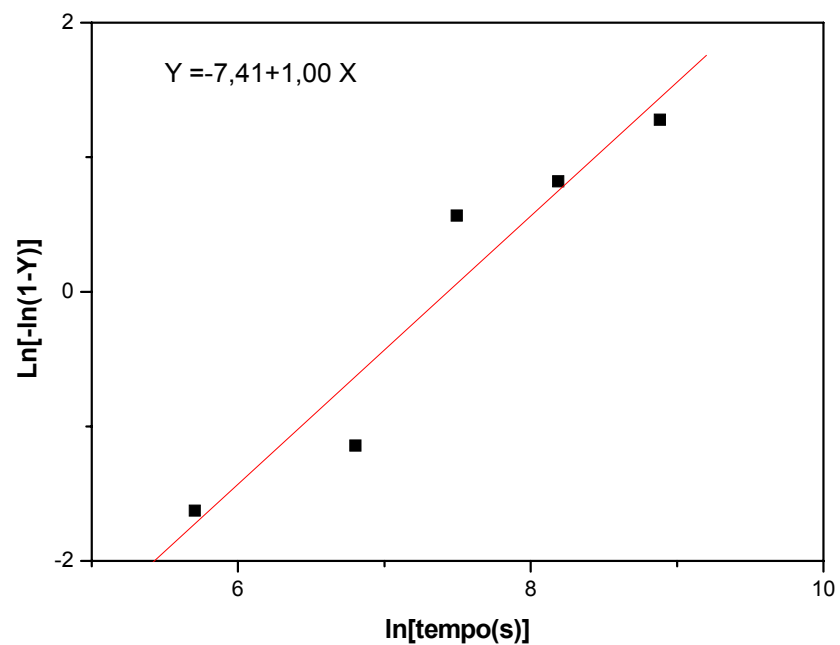


Figura 4.13 – Diagrama $\ln[-\ln(1-Y)]$ versus $\ln(t)$ a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A a 310° C.

4.2.3 Recozimento Isotérmico a 325° C

Como resultado do ensaio de tração uniaxial, onde foram avaliados o limite de escoamento (0,2%) e o alongamento na direção longitudinal a laminação, obtivemos:

Para o limite de escoamento, foi observada uma queda significativa da tensão após 11 minutos de tratamento, conforme mostrado na figura 4.14. O gráfico da figura 4.15 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 4.16, 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.

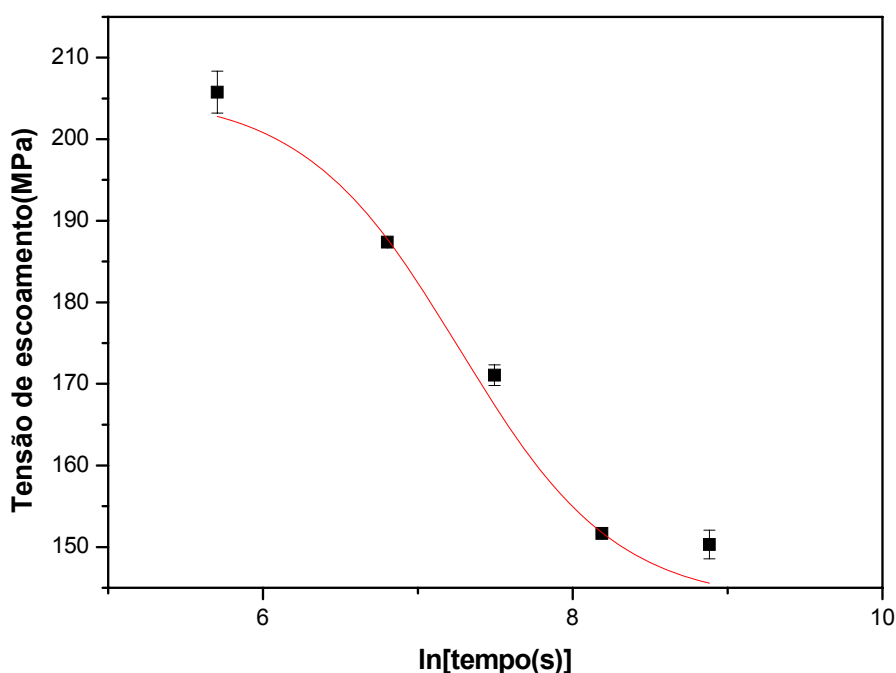


Figura 4.14 – Curva dos limites de escoamento (0,2%) em função do tempo de recristalização a 325° C.

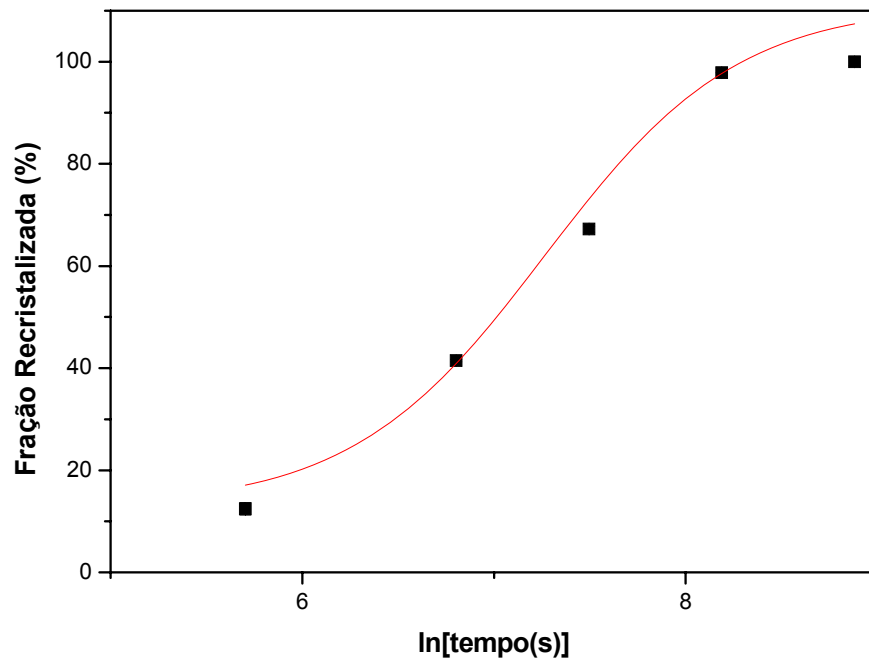


Figura 4.15 – Curva das frações recristalizadas obtidas a partir dos limites de escoamento em função do tempo de recristalização a 325° C.

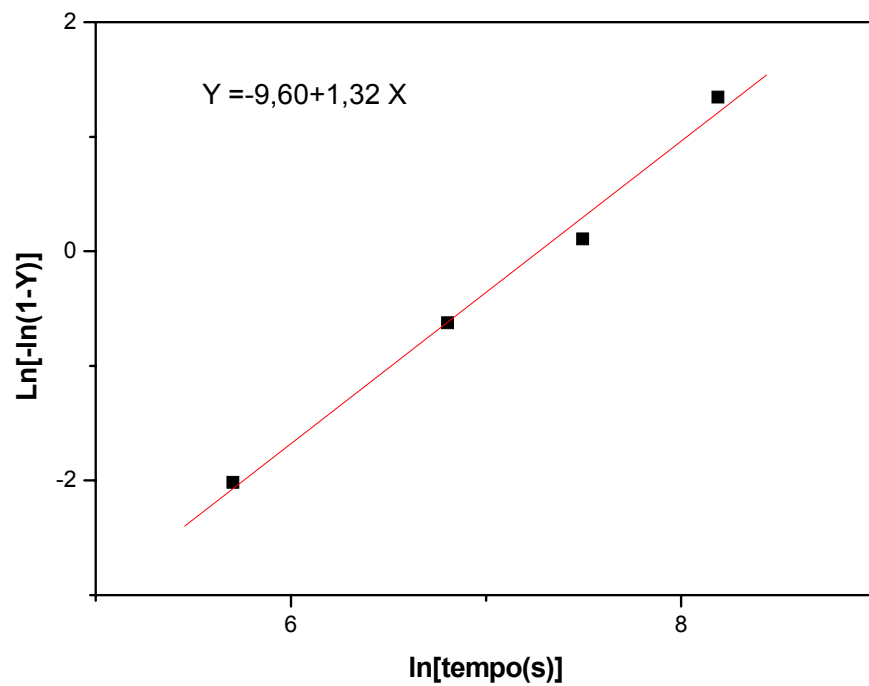


Figura 4.16 – Diagrama $\ln[-\ln(1-Y)]$ versus $\ln(t)$ a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A a 325° C.

Para o alongamento, foi observado um aumento significativo após 15 minutos de tratamento, conforme mostrado na figura 4.17. O gráfico da figura 4.18 mostra um comportamento bem semelhante, 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 4.19, são respectivamente $5,35 \times 10^{-4}$ e 1,31. A equação da fração recristalizada que expressa a cinética de recristalização a partir da tensão de escoamento, é $Y = 1 - \exp[-(5,35 \times 10^{-4}t)^{1,31}]$. De acordo com a equação de J-M-A o tempo para 5% de recristalização foi de 3 min e para 95% de recristalização foi de 72 min.

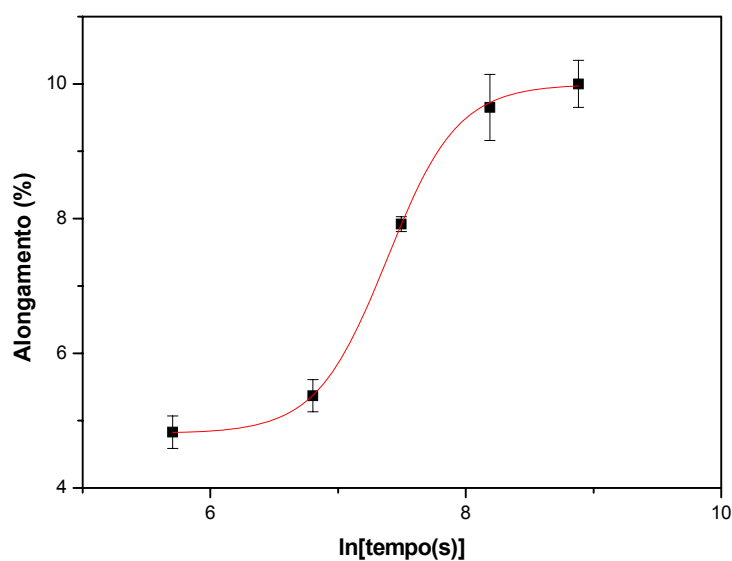


Figura 4.17 - Curva dos alongamentos em função do tempo de recristalização a 325°C.

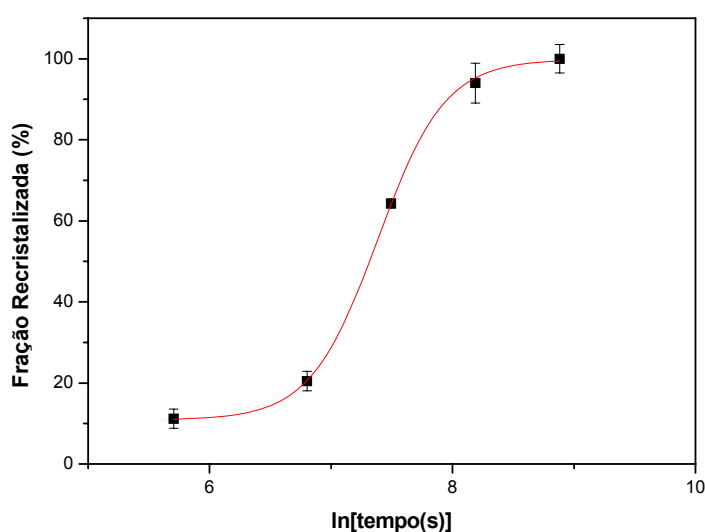


Figura 4.18 – Curva das frações recristalizadas obtidas a partir dos alongamentos em função do tempo de recristalização a 325° C.

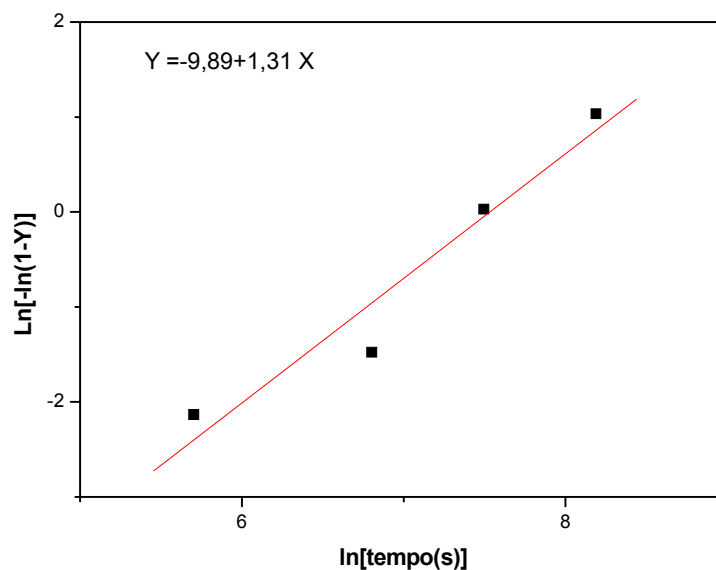


Figura 4.19 – Diagrama $\ln[-\ln(1-Y)]$ versus $\ln(t)$ a partir da fração recristalizada em função do tempo para obtenção dos parâmetro K e n da equação J-M-A a 325° C.

4.2.4 Energia de Ativação

A energia de ativação do processo foi de aproximadamente 71 KJ/mol obtida através das constantes K das equações de J-M-A a partir das tensões de escoamento em função do inverso das temperaturas absolutas, conforme mostrado na figura 4.20.

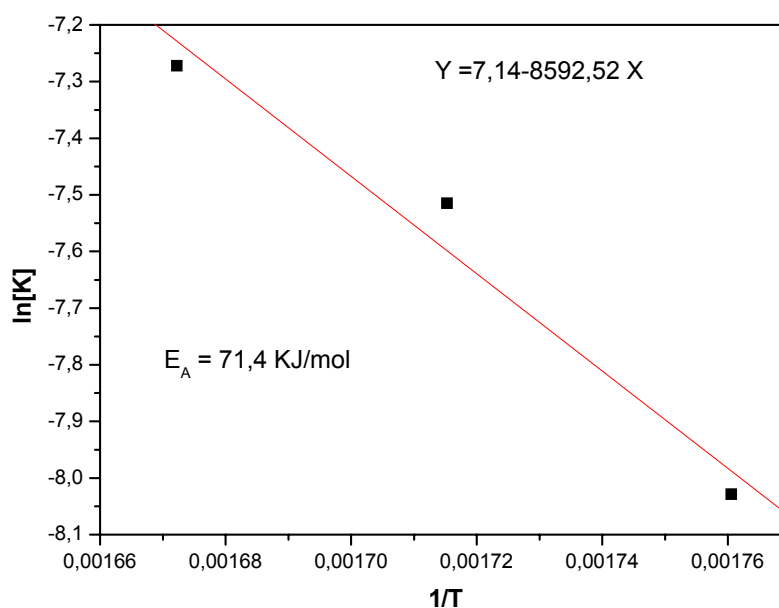


Figura 4.20 – Diagrama $\ln[K]$ versus $1/T$ para determinação da energia de ativação do processo.

A energia de ativação do processo foi de aproximadamente 47 KJ/mol obtida através das constantes K das equações de J-M-A a partir do alongamento em função do inverso das temperaturas absolutas. Devido a limitações no ensaio de tração foi gerada a grande dispersão dos pontos a seguir conforme mostrado na figura 4.21.

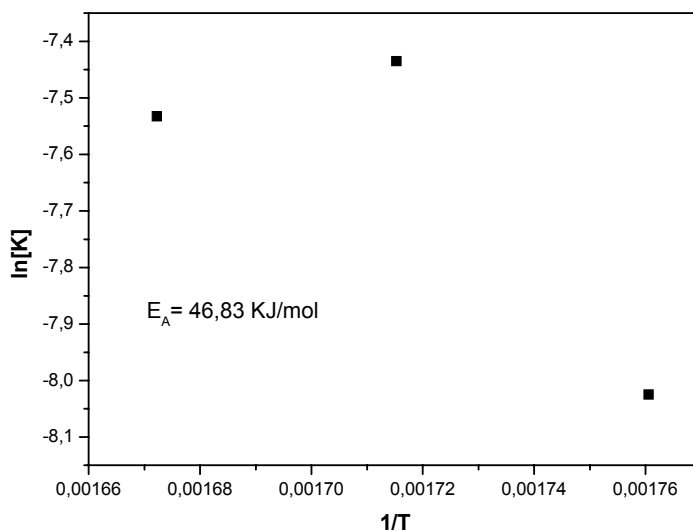


Figura 4.21 – Diagrama $\ln[K]$ versus $1/T$ para determinação da energia de ativação do processo.

A energia de ativação do processo foi de aproximadamente 89 KJ/mol obtida através dos tempos necessários para recrystalizar 50% do material, utilizando-se as equações de J-M-A a partir das tensões de escoamento em função do inverso das temperaturas absolutas, conforme mostrado na figura 4.22.

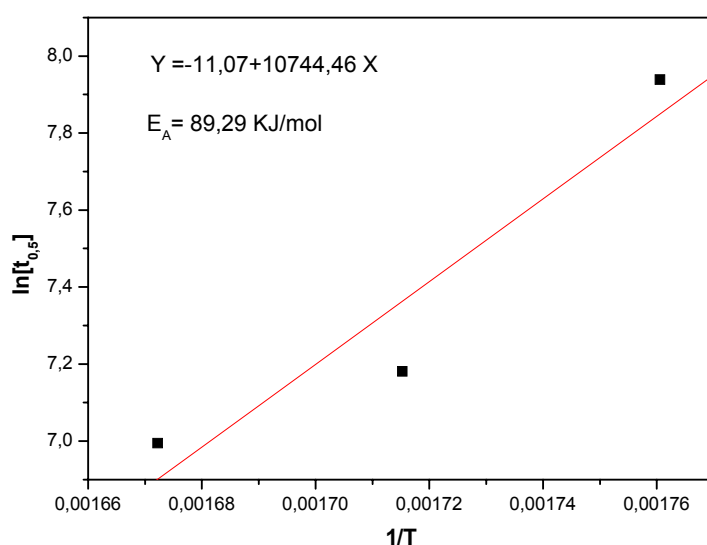


Figura 4.22 – Diagrama $\ln[t_{0.5}]$ versus $1/T$ para determinação da energia de ativação do processo.

A energia de ativação do processo foi de aproximadamente 44 KJ/mol obtida através dos tempos necessários para recrystalizar 50% do material, utilizando-se as equações de J-M-A a partir do alongamento em função do inverso das temperaturas absolutas. Devido a limitações no ensaio de tração foi gerada a grande dispersão dos pontos a seguir conforme mostrado na figura 4.23.

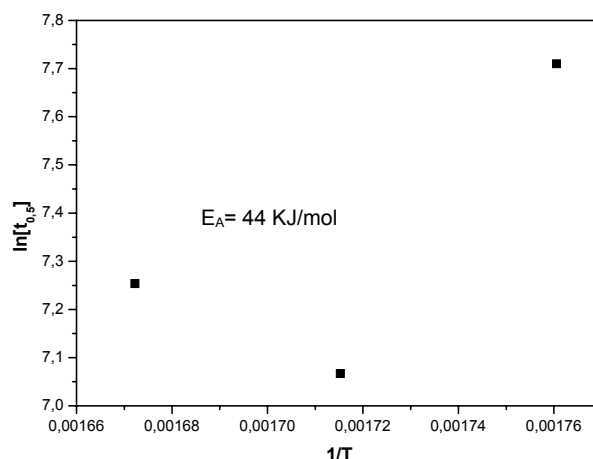


Figura 4.23 – Diagrama $\ln[t_{0.5}]$ versus $1/T$ para determinação da energia de ativação do processo.

4.3 Lei Potencial de Encruamento

A evolução da tensão de escoamento durante a deformação a frio, mostrada na figura 4.24, teve um comportamento linear, contrariamente àquilo que é observado para deformações homogêneas. O processo de laminação que combina esforços compressivos com esforços de cisalhamento produz escoamento não-uniforme do material, que por sua vez gera deformações não-homogêneas, conforme sugerido pela equação $\sigma = 151,15 + 101,15\varepsilon$, com expoente diferente de $\frac{1}{2}$. O valor da constante de tensão (K) e do expoente de encruamento (n), foram respectivamente 101,15 e 1,0.

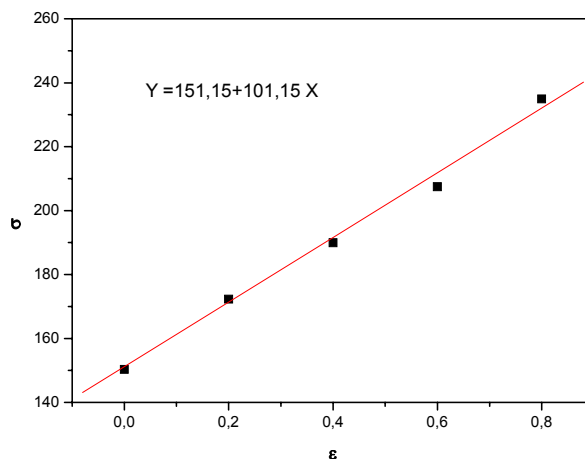


Figura 4.24 – Curva da tensão de escoamento em função do nível de deformação.

4.4 Analise Microestrutural

Para o caso específico de alumínio e suas ligas, a quantificação da fração recristalizada utilizando a análise de imagens torna-se inviável, devido a não haver um bom contraste em produto e matriz. Os contornos de grãos ficam ocultos devido aos grãos se dobrarem sobre si mesmos em virtude da ductilidade da liga, conforme mostram as figuras 4.25 e 4.26.

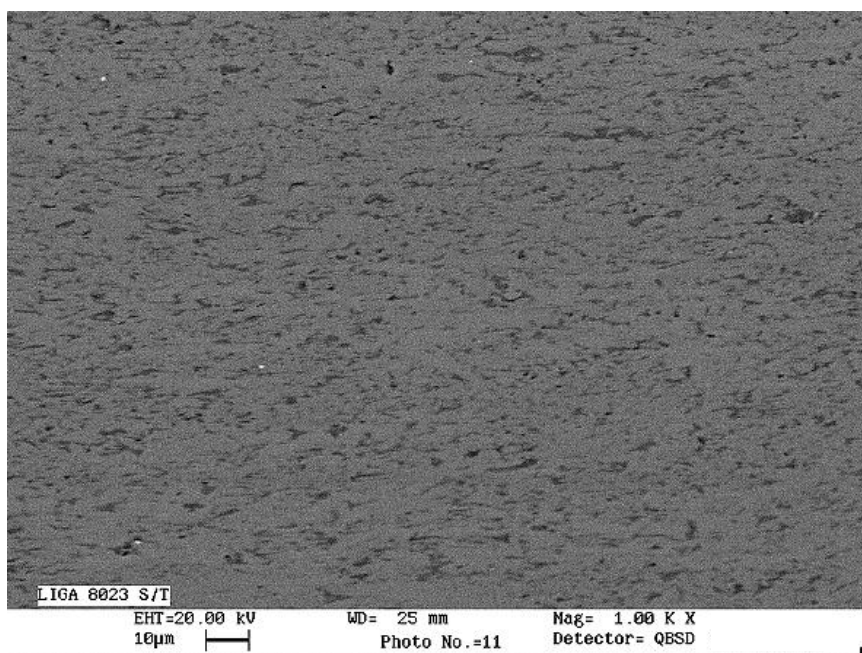


Figura 4.25 – Microestrutura deformada a frio 80% sem tratamento térmico.

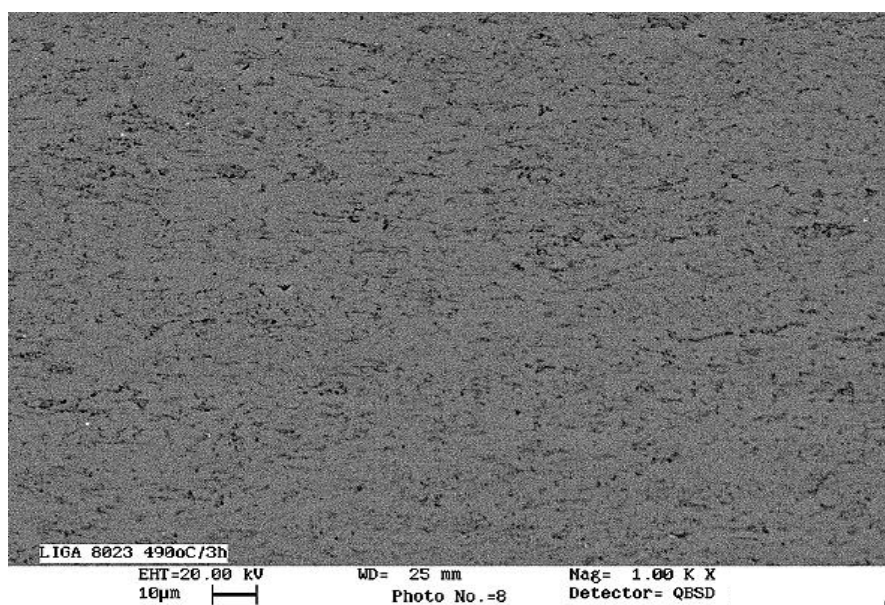


Figura 4.26 – Microestrutura deformada 80% a frio e posteriormente e tratada isotermicamente a 490°C durante 3 horas.

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 a diferentes condições de tratamentos térmicos (recozimento).

O material no estado encruado apresenta uma elevada resistência mecânica quando comparado com corpos de prova que foram recozidos. Os materiais deformados a frio até 60% possuem limite de escoamento em torno de 214 MPa. A figura 4.27 mostra a fratura num corpo de prova encruado. A análise desta fratura mostrou a existência de pequenos alvéolos (cavidades), caracterizando um nível alto de deformação do material durante o ensaio.

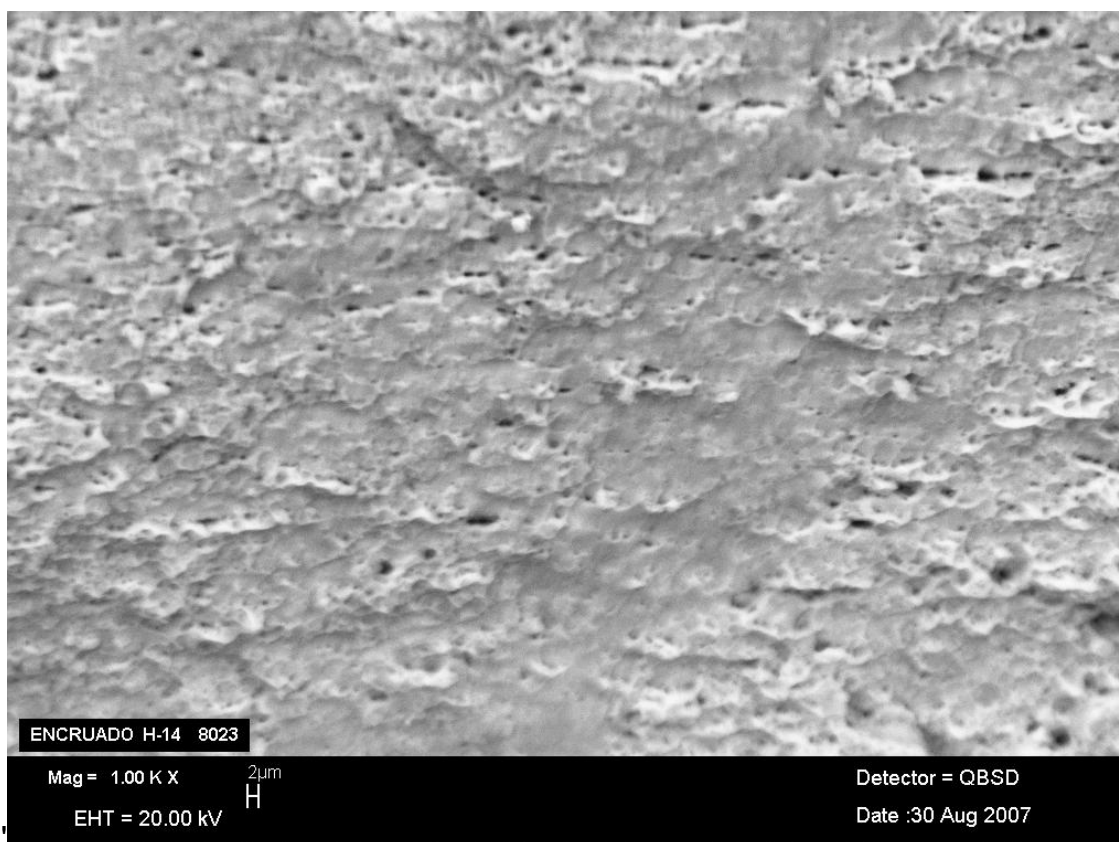


Figura 4.27 – Análise da fratura de um material encruado, obtido por MEV.

As figuras 4.28, 4.29 e 4.30 mostram as fraturas para os corpos de prova que sofreram tratamento térmico de recozimento isotérmico a 310 °C nos tempos de 5min, 30min e 60min, respectivamente.

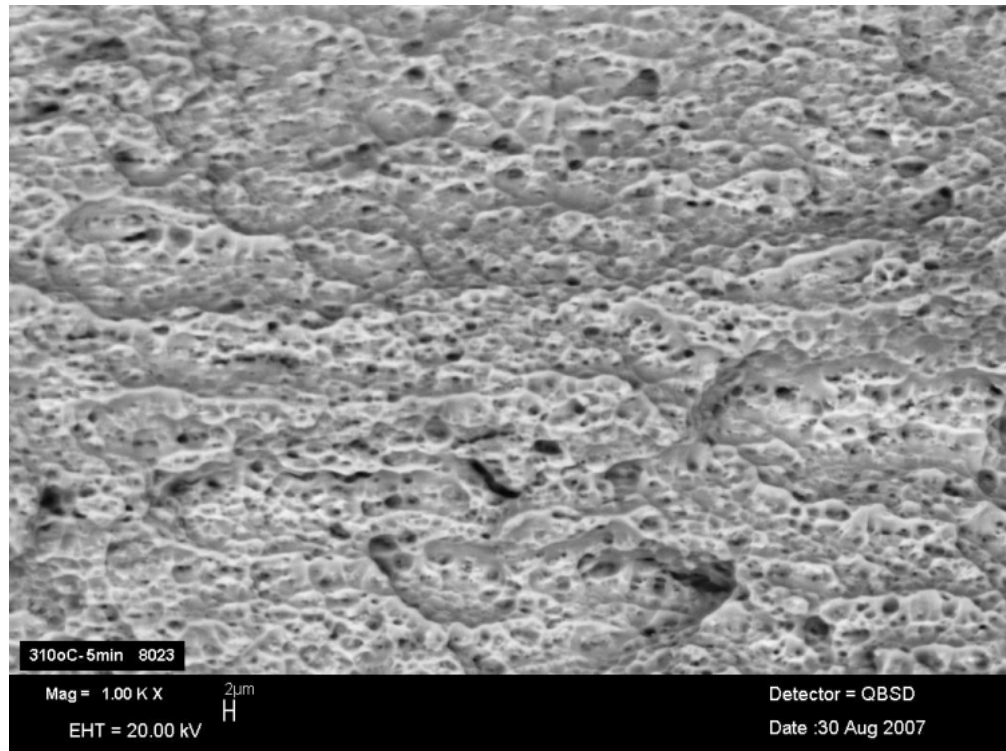


Figura 4.28 – Fratura em corpo de prova tratado termicamente (310°C, 5min).

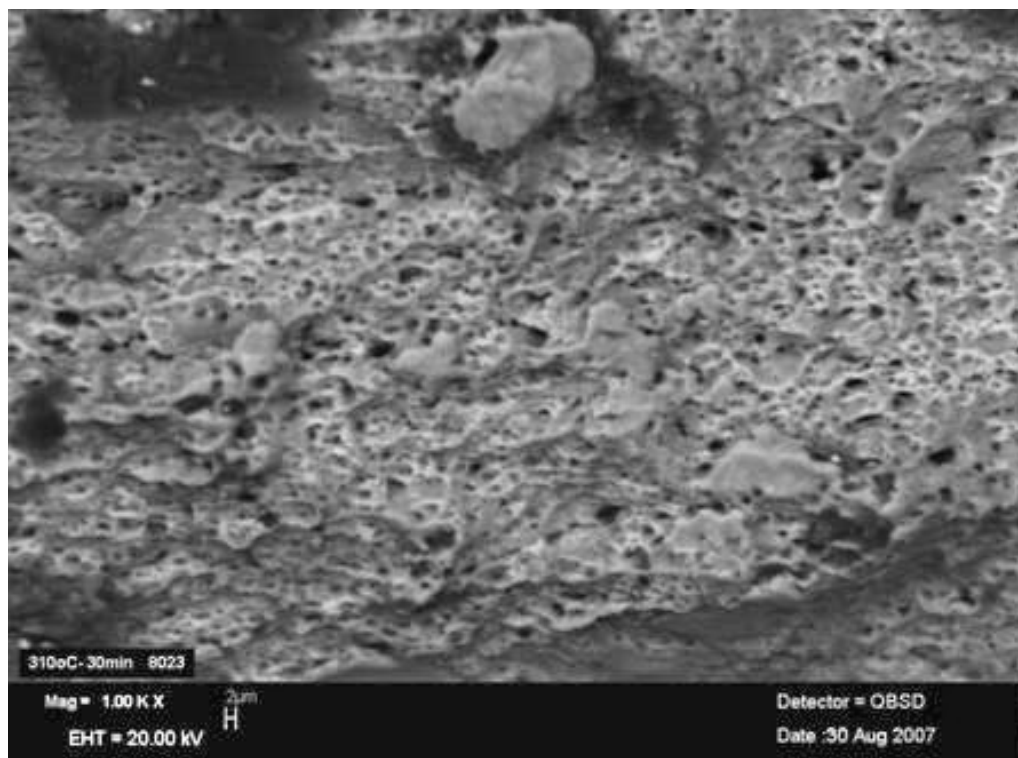


Figura 4.29 – Fratura em corpo de prova tratado termicamente (310°C, 30min).

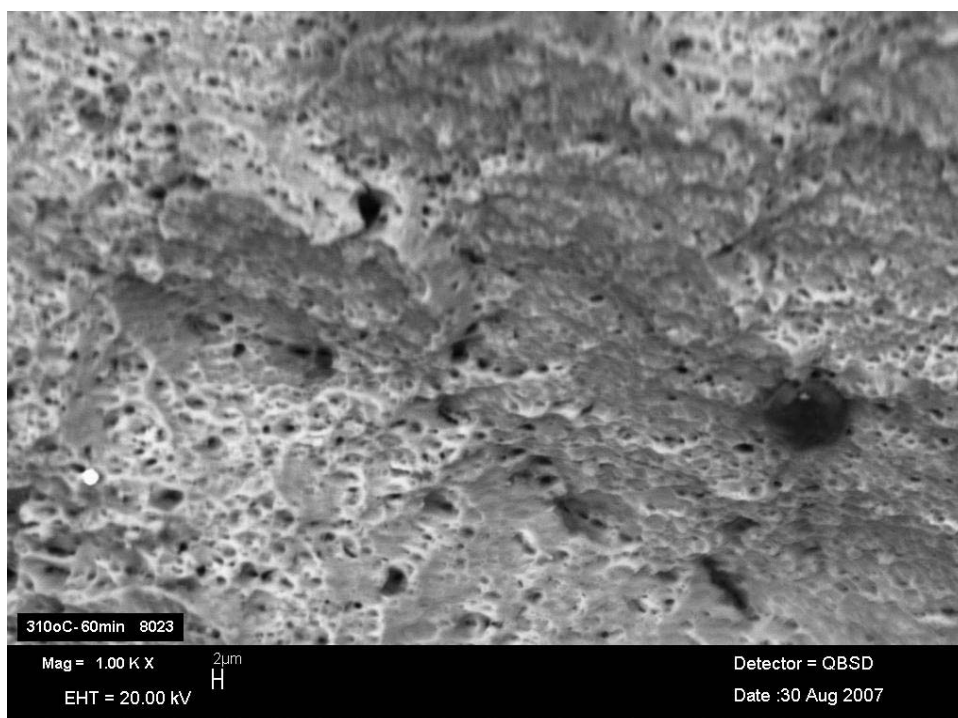


Figura 4.30 – Fratura em corpo de prova tratado termicamente (310°C, 60min).

As figuras 4.28, 4.29 e 4.30 mostraram a evolução do processo de recristalização para a temperatura de máxima velocidade de nucleação, comprovando um aumento na granulação e no tamanho dos alvéolos à medida que o tempo aumenta, pois o material está voltando a uma condição livre de deformação.

As figuras 4.31 e 4.32 mostram as fraturas nos corpos de prova tratados termicamente nas temperaturas de 295°C e 325°C, durante 30min, respectivamente.

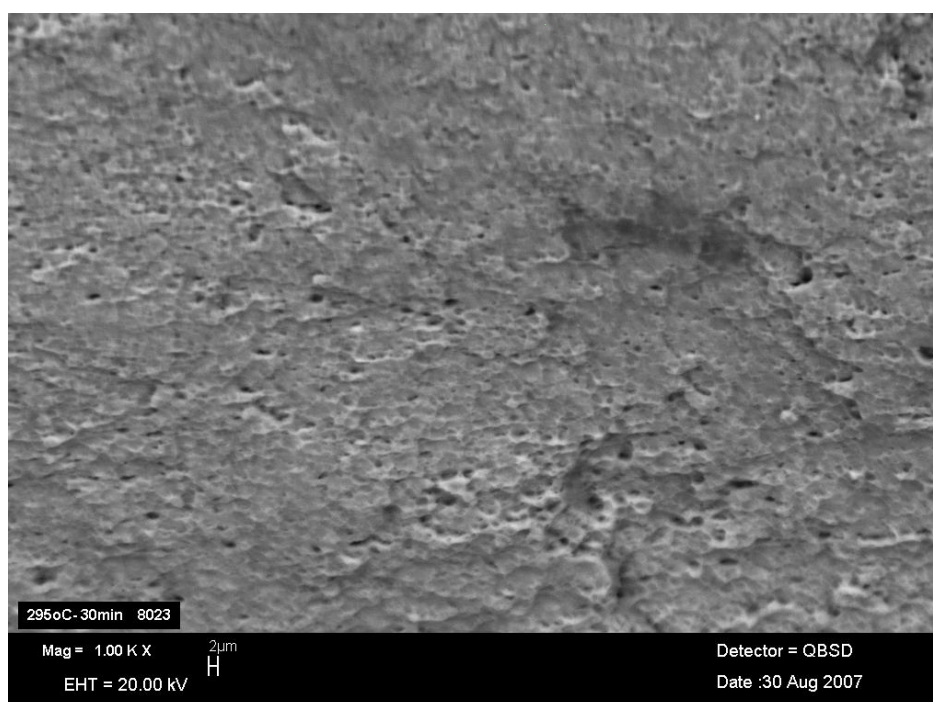


Figura 4.31 – Fratura em corpo de prova tratado termicamente (295°C, 30min).

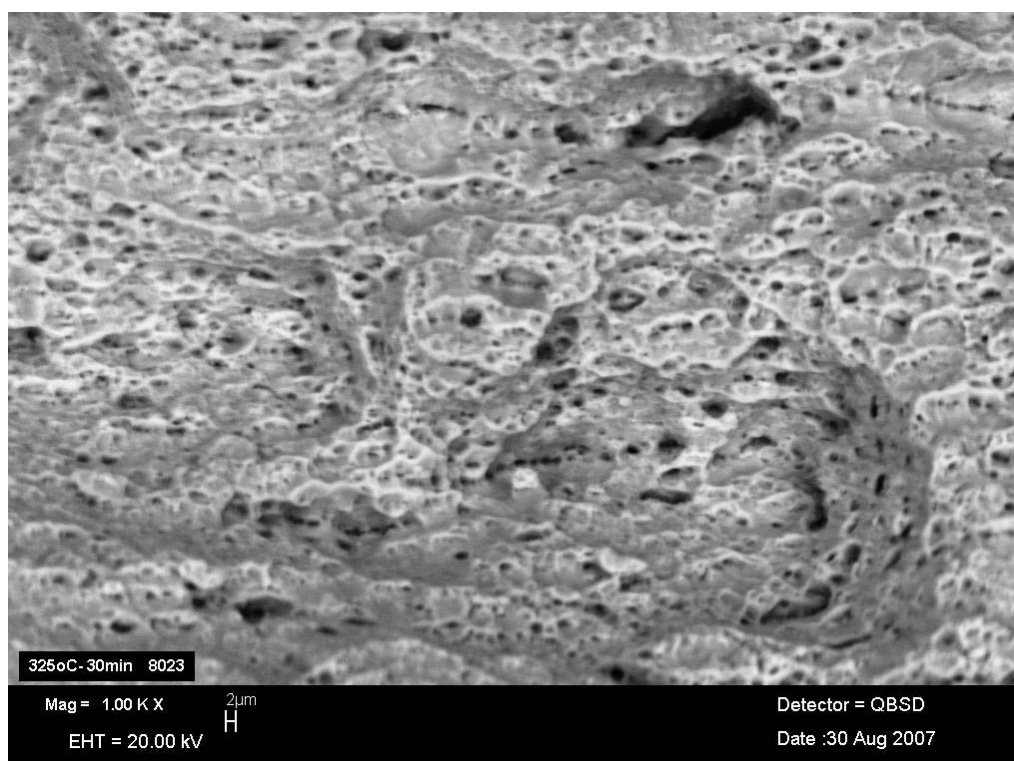


Figura 4.32 – Fratura em corpo de prova tratado termicamente (325°C, 30min).

Na fratura mostrada na figura 4.31, foi verificada a existência de pequenos alvéolos, mostrando que o material ainda possui uma resistência maior que o corpo de prova da figura 4.32, caracterizando um maior período de incubação devido a estar em uma temperatura de 295°C (abaixo da temperatura de pico de recristalização). Já na fratura da figura 4.32, a presença de grandes alvéolos como consequência da maior ductilidade do material em recristalização.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os resultados da análise térmica diferencial - ATD mostraram que a liga AA 8023, em decomposição anisotérmica possui um acidente sobre a curva ATD normalizada próximo a 310°C. Esse acidente é um pico exotérmico característico de recristalização primária. Esses resultados em ATD mostraram que a única transformação de fase detectada por técnicas calorimétricas até 350°C é a recristalização. Desta forma, todas as modificações microestruturais, excluindo-se a recristalização, são decorrentes da decomposição spinodal, conforme já observado (Alves, 2000).

Segundo Christiam (1965); Reed-Hill (1982) e Smallman (1999) a temperatura de recristalização é menor para metais puros do que suas ligas, Em nosso estudo a temperatura de recristalização foi de 310°C, cerca de quatro vezes maior que a temperatura de recristalização do alumínio com pureza de 99,999%.

Nossos resultados também mostraram que a temperatura de recristalização foi aproximadamente 62% da temperatura absoluta de fusão da liga. Estudos anteriores (Higgins, 1993; Khan et al, 2003 e Callister, 2002) realizados em ligas comerciais a temperatura de recristalização teve uma variação entre 30% a 70% da temperatura de fusão.

Neste trabalho foi utilizada uma mesma liga com composição química constante para todos os corpos de prova utilizados. Os elementos de liga exercem influência sobre a temperatura de recristalização. Trabalhos anteriores (Sanguinetti et al, 2000), feitos com ligas de alumínio do sistema Al-Fe-Si, deformada 90% a frio, foi observado que a temperatura de recristalização é modificada significativamente quando o teor de silício foi elevado de 0,55 para 0,59%.

Segundo Reed-Hill (1982) e Abal (1994), para evitar problemas de ordem prática, convencionou-se, em metalurgia, que a temperatura de recristalização é aquela na qual um metal puro ou liga recristalizará completamente num tempo finito, normalmente de uma ou duas horas. Baseado nas análises em ATD foi escolhida a temperatura de pico (310°C), e foram utilizadas duas temperaturas próximas de pico com variação de mais 15°C (325°C) e menos 15°C (295°C). Todos os tempos encontrados para atingir 95% da fração recristalizada em ambas as propriedades (tensão de escoamento e alongamento) para essas temperaturas estão bem próximos do convencionado.

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 (Liu, 2003; Liu 2005) e Al-Fe-Si entre 0,8-2,0 (Lima, 2002). 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 5.1.

Tabela 5.1 – Comparação dos parâmetros da equação J-M-A entre ligas de alumínio.

Sistema	Variação de n	Variação de K
Al-Fe-Mg (Liu, 2005)	1,5-3,0	$7,6 \times 10^{-4}$ - $4,9 \times 10^{-3}$
Al-Fe-Si (Lima, 2002)	0,8-2,0	$5,4 \times 10^{-3}$ - $1,1 \times 10^{-2}$
Al-Fe-Mn (estudado)	1,0-1,3	$3,2 \times 10^{-4}$ - $6,9 \times 10^{-4}$

A tensão de escoamento obtida por ensaio de tração uniaxial foi utilizada como método indireto de acompanhamento da fração recristalizada (Gorelik, 1981). Os resultados experimentais mostraram que esta propriedade apresentou um excelente fator de correlação, conforme mostra a tabela 5.2 confirmando que os valores obtidos experimentalmente se aproximam dos propostos por Johnson-Mehl-Avrami.

Tabela 5.2 – Parâmetros da cinética de J-M-A para a tensão de escoamento.

Temperatura	K	n	Fator de correlação	Recristalização (5%)	Recristalização (95%)
295°C	$3,26 \times 10^{-4}$	1,29	0,94	5 min	120 min
310°C	$5,45 \times 10^{-4}$	1,10	0,94	2 min	83 min
325°C	$6,95 \times 10^{-4}$	1,32	0,94	2,5 min	55 min

Outra propriedade mecânica utilizada como método indireto para determinação da fração recristalizada foi o alongamento que também seguiu com boa aproximação a curva proposta por J-M-A. Apesar da propriedade não possuir confiabilidade em seus resultados em virtude da não utilização de extensômetro acoplado aos corpos de prova nos ensaios de tração, seus parâmetros são mostrados na tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Parâmetros da cinética de J-M-A para o alongamento.

Temperatura	K	n	Fator de correlação	Recristalização (5%)	Recristalização (95%)
295°C	$3,27 \times 10^{-4}$	1,16	0,97	4 min	131 min
310°C	$5,90 \times 10^{-4}$	1,0	0,87	1,5 min	85 min
325°C	$5,35 \times 10^{-4}$	1,31	0,92	3 min	72 min

A recristalização é uma transformação de fase que ocorre por nucleação e crescimento e, portanto, sua cinética é semelhante à das outras transformações heterogêneas. Conforme Vandermeer et al (2001), a cinética de recristalização se aproximou do comportamento sigmoidal, obedecendo à equação de Johnson-Mehl-Avrami, onde as taxas de crescimento foram aproximadamente constantes. 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).

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 (Karamis et al, 2006).

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 (Ferreira, 2002) 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 (Alves, 2000) a única transformação de fase que ocorre é a decomposição spinodal.

Conforme foi mostrado por Ferreira et al (2000) a separação de soluto (decomposição spinodal) em zonas ricas e zonas pobres é a única justificativa para as modificações das propriedades mecânicas observadas por Alves (2000). 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 spinodal no retardamento da recristalização em ligas de alumínio excessivamente deformadas.

Em ambas as propriedades (tensão de escoamento e alongamento) os corpos de prova foram retirados no sentido longitudinal a laminação por possuírem uma maior força motriz à recristalização (Van Vlack, 2003), entretanto a cinética de recristalização tende a apresentar diferentes equações para fração transformada em função da propriedade mecânica levantada por tração uniaxial (tensão de escoamento ou alongamento).

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 (Vandermeer et al, 2001). 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 (Liu et al, 2005; Yu et al, 2004) realizados anteriormente em ligas comerciais de alumínio.

Para determinação da fração recristalizada o método mais simples, quando se possui uma fase morfologicamente 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. A difração de raios-X, embora não sirva para quantificar a recristalização, é a mais importante e precisa técnica indireta, o método tem como princípio de que a área sob as raia difratadas de uma determinada fase é proporcional a sua fração volumétrica (Ferreira, 2002).

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 ocultos 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.

Neste trabalho os efeitos da recristalização foram observados a partir das fraturas em corpos de prova submetidos diferentes condições de recozimentos isotérmicos.

Recentemente estudos desenvolvidos por Karamis et al (2006) e Davies et al (1998), mostraram que para pequenas taxas de deformação quanto maior a temperatura de recozimento maior o tamanho do grão, isso pôde ser justificado através de uma migração de fronteira a partir do contorno. Em grãos que apresentam baixo ângulo de mesorientação, o próprio contorno pode migrar, transformando o bicristal num monocristal. Este mecanismo, também denominado de recristalização secundária, é observado em alguns sistemas de ligas, quando a estrutura não é estabilizada ou quando a temperatura de recozimento é muito elevada.

Geralmente nos contornos de grão, regiões de alta energia de deformação, iniciam-se a nucleação de uma pequena área recristalizada. As fronteiras desta área nucleada migram para o interior do grão, deixando atrás de si uma área recristalizada. Durante o recozimento, a pequena área recristalizada, nucleada no contorno, avança pelo grão de mais alta energia, varrendo-o e deixando para trás uma região completamente livre dos efeitos da deformação.

A função para a tensão de escoamento obtida por ensaio de tração uniaxial em função do nível de deformação plástica a frio foi descrita pela lei potencial de encruamento, mostrando que nesse processo a evolução da tensão de escoamento durante a deformação teve um comportamento linear, contrariamente àquilo que é observado para deformações homogêneas. O processo de laminação que combina esforços compressivos com esforços de cisalhamento produz escoamento não-uniforme do material, que por sua vez gera deformações não-homogêneas. Seus parâmetros são mostrados na tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Parâmetros da lei potencial de encruamento.

K	n	Fator de correlação
101,15	1,0	0,99

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 temperatura na qual a deformação é realizada assume um papel importantíssimo na manutenção da trabalhabilidade. Para este trabalho, o processo

de conformação utilizado foi a laminação a frio. 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. 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 4.28.

A análise do material tratado termicamente em 310°C sob diferentes tempos (figuras 4.28, 4.29 e 4.30), nos mostra conforme Vandermeer et al (2001), a evolução do processo de recristalização na qual ocorre a restauração da microestrutura do material encruado, caracterizado pelo aumento da plasticidade (aumento dos alvéolos) do material. Durante este processo, que tem como força motriz a energia armazenada durante a deformação a frio, a densidade de discordâncias diminui muito, produzindo a diminuição da dureza e resistência, com um aumento da ductilidade. Isto justifica o crescimento nos diâmetros dos alvéolos no tempo sob a temperatura de tratamento térmico.

As fraturas observadas nas figuras 4.31 e 4.32 revelam o crescimento dos alvéolos com a temperatura para o mesmo tempo de tratamento térmico. No material mostrado na figura 4.31, foi realizado um tratamento no qual ainda não se iniciou efetivamente a recristalização. Os efeitos do encruamento ainda estão presentes, justificando a presença dos pequenos alvéolos observados. Já no material mostrado na figura 4.32, ocorreu um fenômeno após a recristalização caracterizado pelo aumento dessas cavidades, indicando uma maior plasticidade do material. Esta argumentação se justifica pelo aspecto da fratura, que se torna mais grosseira (aumento no diâmetro dos alvéolos) à medida que o tempo e a temperatura de tratamento aumenta. Neste estado o material se caracteriza por apresentar uma grande ductilidade, justificando os grandes alvéolos observados na figura 4.32.

De acordo com os resultados obtidos também foi verificado que os efeitos do tratamento térmico (transformações microestruturais), evoluem mais lentamente em temperaturas menores. Este resultado está em acordo com Gorelik (1981) e Lima (2002) que obtiveram resultados semelhantes com ligas do Al-Si e Al-Fe-Si.

6. CONCLUSÕES

1. A temperatura de recristalização determinada por ATD, em nosso estudo foi de 310°C, cerca de quatro vezes maior que a temperatura de recristalização do alumínio com pureza de 99,999%. Essa temperatura foi aproximadamente 62% da temperatura absoluta de fusão da liga.

2. A cinética de recristalização 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-mecanístico) proposto por Johnson, Mehl e Avrami;

3. 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.

4. A Partir das equações J-M-A obtidas pelo alongamento, foram determinados os tempos para fração recristalizada atingir 5% e 95% :

- Para temperatura de 295°C, cuja equação é $Y = 1 - \exp[-(3,27 \times 10^{-4}t)^{1,16}]$, o tempo para 5% de recristalização foi de 4 min. Para 95% de recristalização o tempo foi de 131 min.
- Para temperatura de 310°C, cuja equação é $Y = 1 - \exp[-(5,90 \times 10^{-4}t)^{1,0}]$, o tempo para 5% de recristalização foi de 1,5 min. Para 95% de recristalização o tempo foi de 85 min.

- Para temperatura de 325°C, cuja equação é $Y = 1 - \exp[-(5,35 \times 10^{-4}t)^{1,31}]$, o tempo para 5% de recristalização foi de 3,0 min. Para 95% de recristalização o tempo foi de 72 min.

5. A evolução da tensão de escoamento durante a deformação a frio foi descrita pela lei potencial de encruamento, mostrando nesse processo um comportamento linear, descrito pela equação $\sigma = 151,15 + 101,15\varepsilon$, evidenciando a não-homogeneidade da deformação no processo de laminação.

6. A evolução microestrutural produzida pela recristalização foi acompanhada pela fratura dos corpos de prova, rompidos por tração uniaxial. Foi verificado que para mesma temperatura de tratamento térmico o tamanho dos alvéolos na superfície fraturada aumentam com o tempo de tratamento. E para um mesmo tempo de tratamento, os alvéolos aumentam com a temperatura.

7. Sendo o tamanho dos alvéolos proporcional ao deslizamento de planos até a ruptura, quanto mais encruado estiver o material, menor será o tamanho dos alvéolos. E, contrariamente, quanto mais recristalizado estiver o material, maior será o tamanho dos alvéolos.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Fazer estudo em microscopia eletrônica de transmissão para melhor compreensão dos mecanismos de recristalização, verificando o papel da fase AlFe no aumento da plasticidade, contrariamente ao que ocorre com outros tipos de fase que, ao precipitar, endurecem o material.

Estudar os efeitos da decomposição spinodal no retardamento do processo de recristalização com o auxílio da espectrometria mecânica ou REED e microscopia de transmissão.

8. TRABALHOS PROPOSTOS

Kinetics of Recrystallization of the AA 8023 Aluminium Alloy (Journal of Materials Science and Engineering);

A cinética de recristalização da liga de alumínio AA 8023 recozida em diferentes temperaturas (CBECIMAT 2008);

Efeitos da temperatura de recozimento sobre a evolução microestrutural da liga de alumínio AA 8023. (CBECIMAT 2008).

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. *Guia Técnico do Alumínio – Laminação*. São Paulo, ed. ABAL, 1994. 138p.

ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *Alumínio e suas ligas – têmperas – classificação*. NBR 6835. Rio de Janeiro, 1981.

ALMEIDA, A. F., BUSO, S. J., MATOS, J. R. Estudos de Recristalização de uma Liga Alumínio-Magnésio-Nióbio por Meio de DSC. V Congresso Brasileiro de Análise Térmica e Calorimetria – V CBRATEC, São Paulo, 2006.

ALVES, T.T. *Evolução Microestrutural da Liga de Alumínio AA 8023: Aspectos Cinéticos e Morfológicos*. DEMEC, Recife-PE, 2000. 51p. (Mestrado, Universidade Federal de Pernambuco / UFPE).

CALLISTER, W.D. *Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução*. LTC, Rio de Janeiro, 2002. p. 45-264.

CHRISTIAN, J. W. *The theory of Transformations in Metals and Alloys*. Pergamon Press, 1965. p. 377-495.

COOK, R., GROCOCK, P. G., THOMAS, P. M., EDMONDS, D. V., HUNT, J.D. *Development of the twin-roll casting process*. Journal of Materials Processing Technology. Vol 55, p. 76-84, 1995.

DAVIES. R. K., RANDLE, V., MARSHALL, G. J. *Continuous Recrystallization-Related Phenomena in a Commercial Al-Fe-Si Alloy*. Acta Materialia. Vol 46, p. 6021-6032, 1998.

DIETER, G.E. *Metallurgia mecânica*. Rio de Janeiro, Ed. Guanabara Koogan, 1981. p. 69-144.

EMBURY, J.D., NICHOLSON R.B. *The Nucleation of Precipitates: The System Al-Zn-Mg*. Acta Metallurgica. Vol. 13, p. 403-417, 1965.

FARJAS, J., ROURA, P. *Modification of the Kolmogorov–Johnson–Mehl–Avrami rate equation for non-isothermal experiments and its analytical solution*. Acta Materialia. Vol 54, p. 5573-5579, 2006.

FERREIRA, R. A. S. *Conformação Plástica; Fundamentos Metalúrgicos e Mecânicos*. Editora Universitária UFPE, Recife-PE 2006. p. 19-79; 193-218.

FERREIRA, R. A. S., FREITA, F. G. R., LIMA, E. P. R. *Study of Decomposition in AA 8023 Aluminium Alloy: Kinetics and Morfological Aspects*. Scripta Materialia, Vol. 43, p. 929-934, 2000.

FERREIRA, R. A. S. *Transformação de Fase; Aspectos Cinéticos e Morfológicos*. Editora Universitária UFPE, Recife-PE, 2002. 295 p.

GORELIK, S. S. *Recrystallization in Metals and Alloys*. MIR Publishers, Moscow, 1981. p. 7-117; 444-464.

GRAS, C., MEREDITH, M., HUNT, J. D. *Microdefects formation during the twin-roll casting of Al-Mg-Mn aluminium alloys*. Journal of Materials Processing Technology. vol. 167. p 62–72. 2005

HAGA, T., SUZUKI, S. *Study on high-speed twin-roll caster for aluminum alloys*. Journal of Materials Processing Technology. vol. 143–144, p. 895–900, 2003.

HAGA, T., TAKAHASHI, K., IKAWA, M., WATARI, H. *A vertical-type twin roll caster for aluminum alloy strips*. Journal of Materials Processing Technology. vol. 140, p. 610–615, 2003.

HAGA, T., TAKAHASHI, K., IKAWAAND, M., WATARI, H. *Twin roll casting of aluminum alloy strips*. Journal of Materials Processing Technology. vol. 153–154 p. 42-47. 2004.

HERNÁNDEZ, F.C.R., SOKOLOWSKI, J.H. - *Thermal analysis and microscopical characterization of Al-Si hypereutectic alloys*. Journal of Alloys and Compounds. Vol. 419, p. 180–190, 2006.

HIGGINS, R.A., *Propriedades e Estruturas dos Materiais em Engenharia*. Ed. Difel, São Paulo- SP, 1982. p. 59-259.

HIGGINS, R.A., *Applied Physical Metallurgy*. London-Sixth edition, vol. 1, 1993. p. 79-99.

JACK, W. B. *Aluminium Mill and Engineering Wrought products* – Metals Handbook Properties and Selection of Nonferrous Alloys. ASM international. Vol. 12 ,10^a Ed., 1989.

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.

KHAN, A. F., RANA, A.M., ANSARI, M.I. *Quenched-in lattice defects in pure aluminium (99.999%)*. Materials and Design. Vol. 24, p. 151–155, 2003.

LIMA, E. P. R. *Estudo da Cinética de Recristalização da Liga de Alumínio AA 8011 na condição H18*. DEMEC, Recife-PE, 2002. 80p. (Mestrado, Universidade Federal de Pernambuco / UFPE).

LI, J.J., WANG, J.C., XU, Q., YANG, G.C. *Comparison of Johnson–Mehl–Avrami–Kologoromov (JMAK) kinetics with a phase field simulation for polycrystalline solidification*. Acta Materialia. Vol 55, p. 825-832, 2007.

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.

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.

MARTINS, J., PADILHA, A. *Caracterização da liga comercial de alumínio 3003 produzida por fundição contínua de chapas (twin roll caster) – microestrutura*. Revista Escola de Minas. Vol. 59(4), p. 427-431, 2006.

MEYERS, M. A., CHAWLA, K. *Princípios de Metalurgia Mecânica*. Ed. Edgard Blücher, São Paulo, 1982. p. 127-170.

PADILHA, A. F., AMBROZIO, F. F. *Técnicas de Análise Microestrutural*. Ed. Hemus, 2004, p. 163-190.

REED-HILL, R.E. *Princípios de Metalurgia Física*. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1982. p. 50-516.

SMALLMAN, R. E., BISHOP, R. J. *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering*. Butterworth-Heinemann, Oxford, 1999. p. 80-167; 316-319.

STÜWE, H. P., PADILHA, A. F., SICILIANO, F.J. *Competition between recovery and recrystallization*. Materials Science and Engineering. Vol. A333, p. 361-367. 2002.

VANDERMEER, R. A., JENSEN, J. D. *Microstructural Path and Temperature dependence of Recrystallization in Commercial Aluminum*. Acta mater., vol. 49, p. 2083–2094, 2001.

VAN VLACK, L. H. *Princípio de ciências e tecnologia dos materiais*. Campos, São Paulo, 2003. p. 205-254.

VERHOEVEN, J. D. *Fundamentals of Physical Metallurgy*. John Willey & Sons, New York, 1975. p. 217-362.

Wu, Y., Liu X., Jiang, B., Bian, X. *Four-branched compounds coupled Si and iron-rich intermetallics in near eutectic Al–Si alloys*. Journal of Alloys and Compounds. Vol. 437, p. 80-83, 2007.

ZUROB, H. S., BRÉCHET, Y., DUNLOP, J. *Quantitative criterion for recrystallization nucleation in single-phase alloys: Prediction of critical strains and incubation times*. Acta Materialia. Vol 54, p. 3983-3990, 2006.

YAN, J. L., STARINK, M. J. *A Calorimetric Study of Precipitation Kinetics of the 2024 Al-Cu-Mg Alloy*. 8th Post-Graduate Conference in Engineering Materials. p. 19-20, 2002.

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.

YUN, M., LOKYER S., HUNT, J. D. *Twin Roll Casting of Aluminum Alloys*, Materials Science and Engineering. vol. A280, p. 116-123, 2000.