



Universidade Federal  
do Rio de Janeiro  

---

Escola Politécnica

# Estudo do endurecimento em ligas Al-Mg-Si submetidas à deformação plástica severa

Fernando Miranda

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários a obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico.

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas.

Rio de Janeiro


Agosto/2013

ESTUDO DO ENDURECIMENTO EM LIGAS Al-Mg-Si SUBMETIDAS À  
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA.

Fernando Miranda

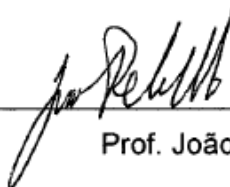
PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE  
ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE  
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS  
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO METALÚRGICO.

Examinada por:



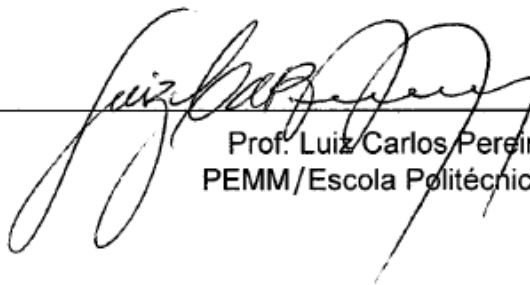
---

Prof. Juan Carlos Garcia de Blas, Dr. Ing. (Orientador).  
PEMM/Escola Politécnica/UFRJ



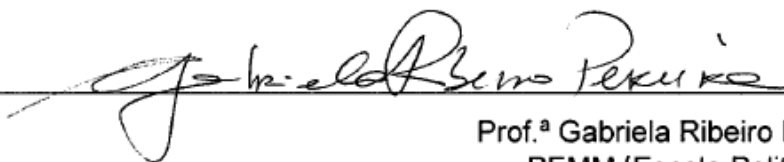
---

Prof. João Marcos Alcoforado Rebello, D.Sc.  
PEMM/Escola Politécnica/UFRJ



---

Prof. Luiz Carlos Pereira, D.Sc.  
PEMM/Escola Politécnica/UFRJ



---

Prof.ª Gabriela Ribeiro Pereira, D.Sc.  
PEMM/Escola Politécnica/UFRJ

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL.

Agosto de 2013

Miranda, Fernando

Estudo da precipitação em ligas Al-Mg-Si submetidas à deformação plástica severa/ Fernando Miranda. – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2013.

VII, 46 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas

Projeto de graduação – UFRJ/ POLI/ Engenharia Metalúrgica, 2013.

Referências Bibliográficas: pp 37-38.

1. Deformação plástica severa 2. Endurecimento do alumínio 3. Tratamentos termomecânicos 4. Precipitação dinâmica 5. Alumínio serie 6000 6. I. Blas, Juan Carlos Garcia. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Título.

## **Agradecimentos**

O autor agradece ao apoio de sua família durante toda a graduação e aos amigos, professores e técnicos que ajudaram nesse trabalho e ao CNPQ pelo apoio financeiro.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado ao DEMM/EP/UFRJ como parte integrante dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheiro Metalúrgico.

Estudo do endurecimento em ligas Al-Mg-Si submetidas à deformação plástica severa

Fernando Miranda

Agosto /2013

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas

A deformação plástica severa, DPS, vem sendo utilizada para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais proporcionando ganho de resistência mecânica através do refino do tamanho de grão, mesmo a temperatura ambiente. Nas ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, como as ligas Al-Mg-Si, um endurecimento adicional pode ser obtido por meio da precipitação dinâmica, ou seja, a precipitação durante a deformação. Este procedimento apresenta vantagens, em termos de propriedades e duração, em relação ao longo tratamento convencional de envelhecimento. Neste trabalho são apresentados resultados dos tratamentos térmicos e termomecânicos destinados à avaliação da ocorrência da precipitação dinâmica em ligas de alumínio série 6000 (Al-Mg-Si) submetidas à DPS por um processo de laminação e caracterizadas por dureza Vickers.

*Palavras chave: Deformação plástica severa, ligas de alumínio serie 6000, envelhecimento natural, envelhecimento artificial, precipitação dinâmica.*

Abstract of Undergraduate Project presented to DEMM/POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Metallurgical Engineer.

Study of hardening in Al-Mg-Si alloy subjected to severe plastic deformation

Fernando Miranda

August /2013

Advisor: Juan Carlos Garcia de Blas

The severe plastic deformation, SPD, has been used to improve the mechanical properties of the material providing increase in mechanical strength by refining the grain size even at room temperature. For aluminum alloys hardening by precipitation, such as Al-Mg-Si alloys, further hardening can be obtained by dynamic precipitation, i.e., precipitation during deformation. This procedure has advantages in terms of properties and duration in relation to conventional long aging treatment. This paper presents the results of thermal and thermo-mechanical treatments conducted in order to assess the occurrence of dynamic precipitation of dynamic precipitation in aluminum alloy 6000 series (Al-Mg-Si) submitted to SPD by a Rolling process and characterized by Vickers hardness.

*Keywords: Severe plastic deformation, 6000 series aluminum alloys, natural aging, artificial aging, dynamics precipitation.*

## Sumário

1	Introdução .....	1
2	Revisão Bibliográfica.....	2
2.1	Precipitação nas ligas Al-Mg-Si .....	2
2.1.1	Etapas da precipitação .....	2
2.1.2	Endurecimento por precipitação .....	4
2.1.3	Efeito da concentração na precipitação .....	5
2.1.4	Efeito da temperatura na precipitação .....	6
2.1.5	Efeito da deformação na precipitação.....	8
2.1.6	Envelhecimento natural .....	9
3	Materiais e métodos.....	10
3.1	Materiais estudados.....	10
3.2	Medidas de dureza Vickers.....	11
3.3	Tratamentos térmicos .....	11
3.4	Ensaio de ECAP .....	12
3.5	Laminação de barras com espessura variável (cunhas) .....	13
3.6	Laminação de barras .....	15
3.7	Tratamento termomecânico .....	16
4	Resultados .....	17
4.1	Ensaio de ECAP .....	17
4.2	Tratamento térmico.....	17
4.2.1	Envelhecimento artificial .....	17
4.2.2	Envelhecimento natural .....	19
4.3	Tratamento termomecânico .....	20
4.3.1	Deformação .....	20
4.3.2	Laminação de barras .....	21
4.3.3	Laminação de cunhas.....	24

5	Discussão dos resultados .....	29
5.1	Ensaio de ECAP .....	29
5.2	Deformação .....	29
5.3	Temperatura de solubilização .....	30
5.4	Envelhecimento natural .....	30
5.5	Laminação de barras .....	31
5.6	Laminação de cunha .....	32
6	Conclusões .....	35
6.1	Sobre o método de laminação de cunhas .....	35
6.2	Temperatura de solubilização .....	35
6.3	Envelhecimento natural .....	35
6.4	Endurecimento em barras laminadas .....	35
6.4.1	Amostras solubilizadas .....	35
6.4.2	Amostras super envelhecidas .....	36
6.4.3	Amostras envelhecidas naturalmente .....	36
6.5	Endurecimento em cunhas laminadas .....	36
7	Bibliografia .....	37



## 1 Introdução

Existe um considerável interesse industrial e científico nas ligas de alumínio, pois dois terços de todas as extrusões são feitas com alumínio e 90% do alumínio são ligas da série 6XXX (Al-Mg-Si) [1]. Estas ligas são bastante utilizadas nas indústrias automobilística, civil, aeronáutica, etc., por terem uma alta razão resistência mecânica por densidade, boa soldabilidade, excelente resistência à corrosão, combinado a um custo relativamente baixo [2].

Nestas ligas de alumínio envelhecíveis, um endurecimento adicional pode ser obtido por meio da precipitação dinâmica, isto é, a precipitação que ocorre durante a deformação [3].

Nos últimos anos a deformação plástica severa, DPS, vem sendo utilizada para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais proporcionando ganho em resistência mecânica sem perda de tenacidade através do refino do tamanho de grão, mesmo a temperatura ambiente, e mudanças na textura cristalográfica, criando anisotropia no material [4].

O processo mais utilizado para produzir a deformação plástica severa é a extrusão em canal angular, ECA, pois não altera as dimensões do material e apresenta a possibilidade de ser aplicado industrialmente [4].

Um inconveniente que o processo ECA pode apresentar é que o tempo gasto no preparo das matrizes e corpos de prova entre os ensaios pode dificultar o estudo de materiais, tais como ligas de alumínio suscetíveis de envelhecimento em temperatura ambiente.

Outra desvantagem é que, como a quantidade de deformação produzida no processo é determinada pelo ângulo do canal, são necessárias várias matrizes para realizar um estudo sobre o efeito da deformação por passe.

Apesar dos muitos trabalhos sobre a deformação plástica severa pouco foi estudado sobre o seu efeito no endurecimento por precipitação, mas alguns trabalhos

já realizados comprovam que a deformação plástica severa pode melhorar o endurecimento por precipitação em algumas ligas de alumínio [1,3].

Neste trabalho será estudado o efeito da deformação plástica severa no endurecimento de ligas de alumínio serie 6XXX (Al-Mg-Si) visando avaliar a ocorrência da precipitação dinâmica. Para essa finalidade serão empregados tratamentos térmicos e tratamentos termomecânicos utilizando um processo de laminação modificado para obter um gradiente de deformação. Será dada também atenção à influência da deformação sobre o envelhecimento natural.

## **2 Revisão Bibliográfica**

### **2.1 Precipitação nas ligas Al-Mg-Si**

#### **2.1.1 Etapas da precipitação**

A precipitação em ligas de Al-Mg-Si ocorre a partir de uma solução sólida supersaturada, de soluto e lacunas, resultante de um tratamento térmico de solubilização seguido de têmpera.

Este processo tem início com a formação de aglomerados individuais de Mg e Si, em seguida ocorre a dissolução dos aglomerados de Mg e a formação dos aglomerados de Mg-Si, depois há a formação de precipitados metaestáveis  $\beta''$ , resultado do coalescimento das zonas GP, com mais tempo e/ou temperatura haverá a formação de outro precipitado metaestável  $\beta'$ , que precipita a partir de  $\beta''$  e por fim ocorre a formação dos precipitados  $\beta$ , fase de equilíbrio [5].

A precipitação ocorre em uma sequência, pois a energia de ativação necessária para nucleação das fases metaestáveis é menor que a necessária para formação da fase de equilíbrio. Isso ocorre porque as fases metaestáveis são coerentes com a matriz e por esta razão a contribuição da sua energia superficial para o  $\Delta G$  é menor [6].

A Figura 1 apresenta a sequência de precipitação das ligas Al-Mg-Si. Essa sequência não é obrigatória, algumas etapas podem não ocorrer dependendo da temperatura e concentração e outras fases além da  $\beta'$  também podem aparecer, dependendo dos elementos presentes. Além dos principais Al-Mg-Si, ocorre também a coexistência de mais de uma fase em determinadas faixas de temperaturas [7].

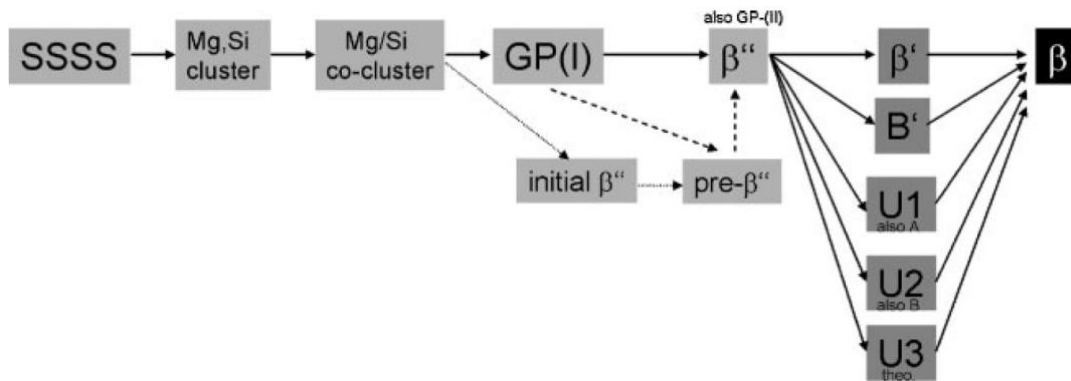


Figura 1 – Esquema de sequência de precipitação [7].

Cada uma das fases citadas anteriormente possui suas próprias características que são:

Zonas GP: Aglomerados de átomos de Mg e/ou Si, com tamanho de 1 a 3 nm [2] e formato esférico. São coerentes com a matriz o que permite que eles sejam cortados (cisalhados) por discordâncias e por isso oferecem pouca resistência e movimentação das discordâncias [8].

Fase  $\beta''$ : Esta é a principal fase endurecedora [2]. Tem forma de agulhas com comprimento de 200 a 1000 Å e diâmetro de ~60 Å [5], são orientados na direção  $\langle 1,0,0 \rangle_{Al}$ , são totalmente coerentes apenas ao longo do eixo da agulha [2]. Devido a seu maior tamanho e menor coerência em relação à zona GP, proporciona uma maior dificuldade a movimentação das discordâncias.

Fase  $\beta'$ : Precipitados em forma de bastões com ~15 nm de comprimento e ~3 nm de diâmetro [3], semicoerentes (menos coerentes que  $\beta''$ ) com a matriz de Alumínio, alinhados na direção  $\langle 1,0,0 \rangle_{Al}$ , tem estrutura hexagonal com  $a = 7.05 \text{ \AA}$  e  $c$

= 4.05 Å, são formados a partir de  $\beta''$  [5] e são maiores que os precipitados  $\beta''$ . Apesar de serem maiores e menos coerentes não contribuem muito para o ganho de resistência, pois a distância média entre esses precipitados é grande.

Fase  $\beta$ : Esta é a fase de equilíbrio com composição  $Mg_2Si$ , são incoerentes com a matriz e por isso não são cortadas por discordâncias, possui estrutura cristalina CFC antifluorita com parâmetro de rede  $a = 6.39$  em forma de plaquetas [2,5]. Apesar de não ser cortada por discordâncias proporciona um aumento de dureza inferior à fase  $\beta''$  pois a distância entre esses precipitados é muito grande.

### 2.1.2 Endurecimento por precipitação

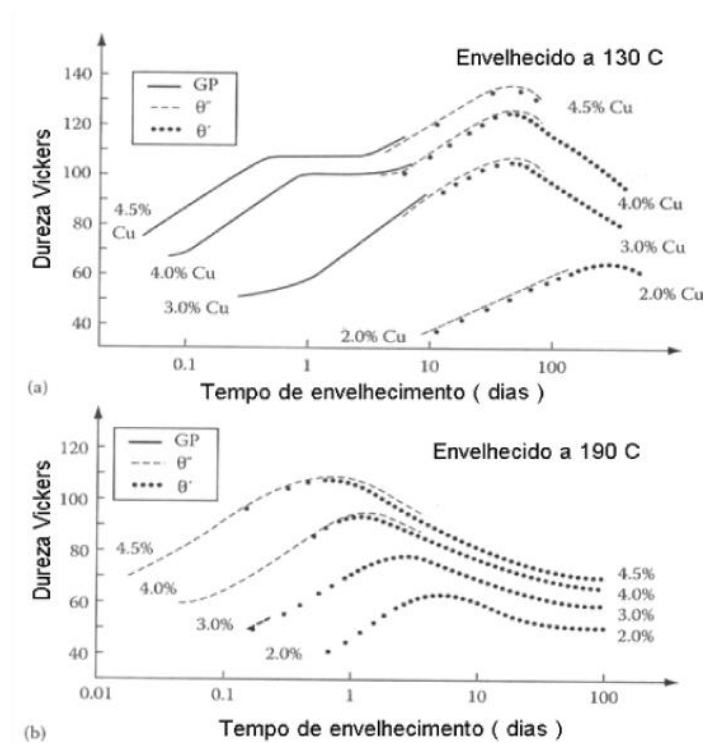


Figura 2 – Variação da dureza em função do tempo de envelhecimento e as alterações na microestrutura ao longo do processo e o efeito da temperatura e da composição química para a liga Al-Cu envelhecida a 130°C (a) e a 190°C (b) [6].

Pelo fato do fenômeno da precipitação nas ligas de alumínio ocorrer por meio de etapas, cada etapa com sua microestrutura característica, essas mudanças na microestrutura resultam um aumento da dureza do material como apresentado na

Figura 2 (na falta de um gráfico específico das ligas Al-Mg-Si foi utilizado um das ligas Al-Cu, isso ocorre devido à forma como cada uma dessas fases interage com as discordâncias e devido à variação de concentração de cada fase ao longo do tempo.

Inicialmente após o tratamento térmico de solubilização seguido de tempera temos uma solução sólida supersaturada, a qual proporciona pouca resistência à movimentação das discordâncias e com isso temos uma dureza baixa.

Em seguida temos a formação das zonas GP que apesar de poderem ser cisalhadas pelas discordâncias, dificultam a movimentação das discordâncias devido à distorção da rede cristalina ao seu redor.

Com a formação da fase  $\theta''$  temos uma maior distorção da rede cristalina e uma perda de coerência, isso aumenta a dificuldade de movimentação das discordâncias e com isso a dureza aumenta.

Quando a fase  $\theta'$  começa a se formar ainda com a presença da fase  $\theta''$ , temos o máximo de dureza. Com o coalescimento de  $\theta'$  as custas de  $\theta''$  temos uma redução da dureza devido ao aumento da distância média entre os precipitados, permitindo que as discordâncias se curvem e ultrapassem os precipitados [6,8,9,10].

### **2.1.3 Efeito da concentração na precipitação**

A precipitação nas ligas de Al ocorre por meio de nucleação e crescimento. Esses dois fenômenos são diretamente proporcionais à diferença de concentração entre a condição de equilíbrio e a de supersaturação da liga, ou seja, quanto maior for a supersaturação maior será a força motriz para a nucleação e para a difusão com isso maior será a taxa de nucleação e o fluxo de átomos de soluto.

A concentração também tem influência sobre a sequência de precipitação nas ligas de alumínio como mostra a Figura 3 onde são apresentadas as curvas de solubilização das zonas GP de dos precipitados,  $\theta''$ ,  $\theta'$  [6,11].

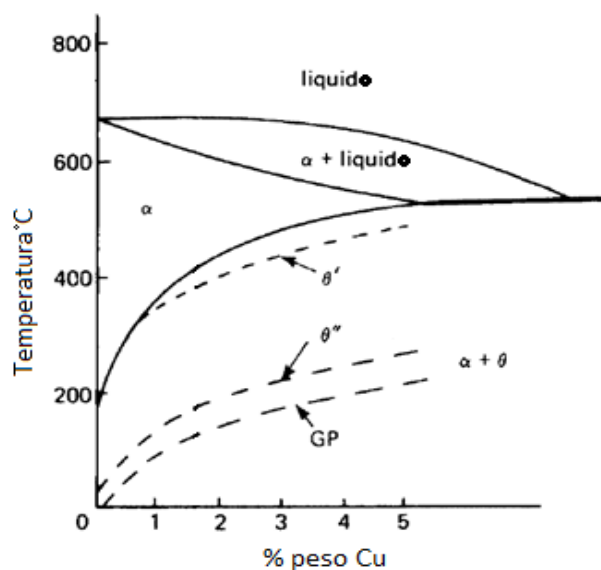


Figura 3 – Diagrama binário Al – Cu mostrando curvas de solubilidade de zonas GP,  $\theta''$ ,  $\theta'$  [6,10].

Podemos observa na Figura 3 que as curvas de solubilidade variam com a concentração de soluto, por exemplo, com uma temperatura de 130°C a liga com 2% de Cu terá a seqüência de precipitação iniciada com os precipitados  $\theta''$  e na liga com 4,5% de Cu a seqüência de precipitação será iniciada com a formação das zonas GP. Esse efeito também pode ser visto na Figura 2 que mostra as fases presentes ao longo do tempo de envelhecimento [6,11].

#### 2.1.4 Efeito da temperatura na precipitação

Como já foi dito anteriormente a precipitação ocorre por meio de nucleação e crescimento. Esses fenômenos são dependentes da temperatura de maneiras diferentes. A difusão aumenta exponencialmente com a temperatura, ou seja, quanto maior for a temperatura mais rápido o pico de dureza será atingido. Como pode ser observado na Figura 4 a curva de envelhecimento se desloca para a esquerda com o aumento da temperatura. Já a força motriz para a nucleação diminui, ou seja, a taxa de nucleação fica menor resultando em precipitados maiores e em menor quantidade,

reduzindo o valor da dureza no pico, esses efeitos da temperatura também podem ser vistos na Figura 2 [6].

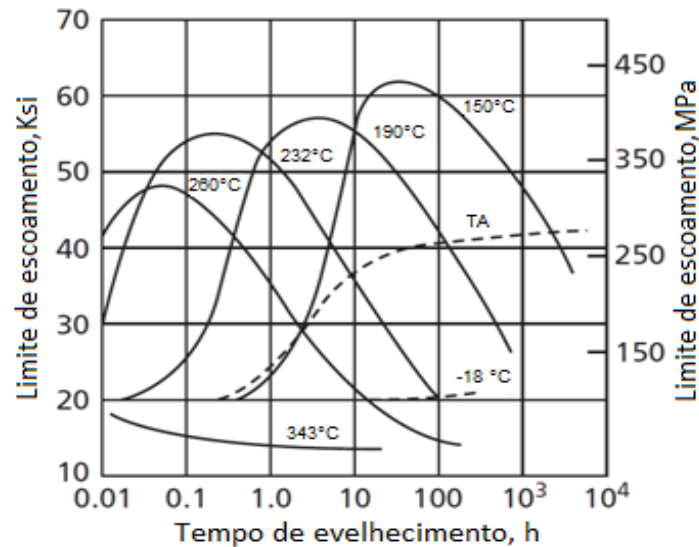


Figura 4 – Curvas de envelhecimento isotérmico da liga 2014 para varias temperaturas diferentes [11].

O efeito da temperatura não é importante apenas no tratamento de envelhecimento, mas também no de solubilização. A temperatura na solubilização é importante por dois motivos: o primeiro seria por em solução solida todo o soluto, nas ligas Al–Mg–Si uma temperatura de 540°C é suficiente [5]; o segundo motivo é a concentração de lacunas que aumenta exponencialmente com a temperatura, como pode ser observado na Figura 5. Após um resfriamento rápido para a temperatura ambiente a concentração de lacunas praticamente não se altera, possibilitando a formação de zonas GP nessa temperatura. Além disso, o aumento da concentração de lacunas aumenta a taxa inicial de difusão, ou seja, se a liga for solubilizada a diferentes temperaturas e depois envelhecida a uma mesma temperatura a taxa inicial de formação das zonas GP será maior para a liga solubilizada na temperatura mais alta [6].

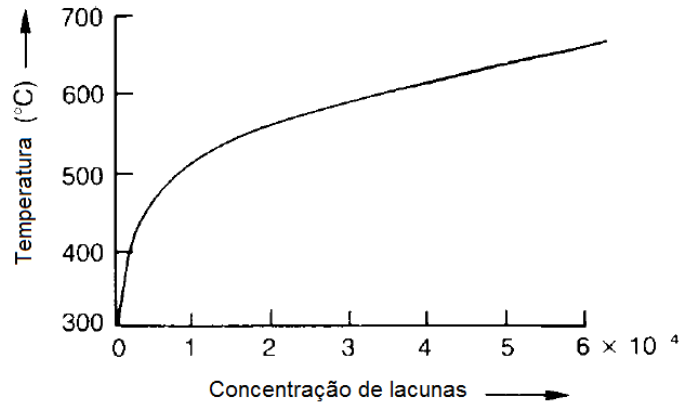


Figura 5 – Concentração de equilíbrio de lacunas em função da temperatura para o alumínio [10].

### 2.1.5 Efeito da deformação na precipitação

O efeito da deformação pode ser estudado de duas maneiras, a situação de pré-deformação, com envelhecimento estático e a situação na qual a precipitação ocorre durante a deformação, sendo esta a precipitação dinâmica. Em ambas as situações a deformação influenciará nos fenômenos relacionados à precipitação, ou seja, a nucleação e o crescimento [6,13].

Os defeitos introduzidos pela deformação, por exemplo, as discordâncias, são sítios para a nucleação heterogênea, isso facilita a nucleação, pois a contribuição da energia interfacial para o  $\Delta G$  de ativação da nucleação é reduzida. As discordâncias também servem de caminhos para os átomos de soluto se difundir, esse mecanismo de difusão é mais rápido que a difusão pela matriz. Esses fatores aumentam a cinética de precipitação [6,13].

O efeito da deformação na precipitação é tão expressivo que possibilita a precipitação dinâmica até mesmo em temperaturas baixas, por exemplo, a temperatura ambiente nas ligas Al-Mg-Si [1] e até mesmo abaixo desta temperatura nas ligas Al-Mg-Zn [14]. A deformação também tem forte efeito sobre a distribuição dos precipitados regularmente alinhados com as discordâncias o que comprova que o



processo é assistido por discordâncias e uma possível fragmentação dos precipitados [1,3].

### 2.1.6 Envelhecimento natural

A Figura 6 mostra a dureza resultante do envelhecimento natural de duas ligas cuja composição química pode ser vista na Tabela 1. Pode se observar que a cinética do envelhecimento depende da concentração e que é mais rápida nas primeiras horas.

Nestas curvas todo o ganho de dureza seria resultado a precipitação das zonas GP após o resfriamento rápido, cuja formação só é possível devido à presença de lacunas em excesso.

A concentração de lacunas após algum tempo na temperatura ambiente chega à concentração de equilíbrio e a precipitação cessa. Durante esse intervalo tempo ocorrem os fenômenos de formação dos aglomerados de Mg e Si e depois os coaglomerados de Mg-Si e por fim as zonas GP [5,6,7].

<b>Tabela 1 – composição química das ligas da Figura 6 [7], [a] % massa, [b] ppm massa, [c] Ni, Zn, Ti, B, Be, Ca, Cd, Co, Ga, In, Li, Na, P, Pb, Sb foram analisados [7].</b>									
<b>Liga</b>	<b>Mg[a]</b>	<b>Si[a]</b>	<b>Fe[b]</b>	<b>Mn[b]</b>	<b>Cu[b]</b>	<b>Cr[b]</b>	<b>Bi[b]</b>	<b>Sn[b]</b>	<b>Outros [b, c]</b>
<b>H</b>	0.40	0.40	<5	<2	<2	<2	<10	<10	<5
<b>F</b>	0.59	0.82	<5	<2	<2	<2	<10	<10	<5

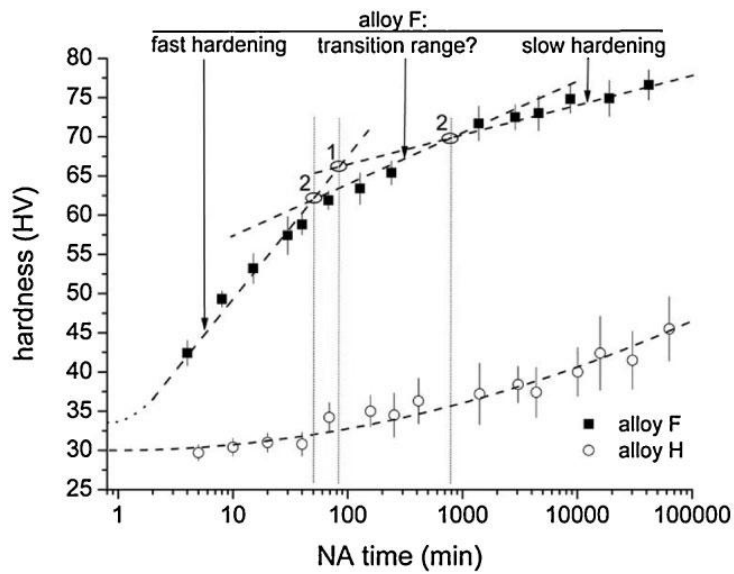


Figura 6 – Endurecimento por envelhecimento natural para duas ligas Al-Mg-Si [7].

### 3 Materiais e métodos

#### 3.1 Materiais estudados

Foram utilizadas três ligas de alumínio da classe 6000 (Al-Mg-Si) recebidas na forma de barras com perfil quadrado de aresta 12,7 mm, cuja composição química é apresentada na tabela 2. As ligas 6061 e 6063 foram fornecidas pela Alcoa e a liga 606X foi adquirida no comércio e sua composição não se enquadra exatamente em nenhuma especificação. São também apresentados os valores da quantidade de  $Mg_2Si$  precipitável e do teor de Si remanescente em solução sólida após precipitação completa.

Tabela 2 - Composição química das ligas 6061, 6063 e 606X.								
Liga	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Mn	$Mg_2Si$	$Si_{s.s.}$
6061	0,9	0,72	0,27	0,22	0,07	0,03	1,42	0,12
6063	0,54	0,5	0,2	0,02	0	0,04	0,85	0,13
606X	0,42	0,48	0,34	0,06	0,02	0,05	0,66	0,14

Obs.: dureza do 6061 como recebido 117 Hv, 6063: 93 Hv e 606X: 69 Hv.

### 3.2 Medidas de dureza Vickers

As medidas de dureza foram realizadas em uma máquina Indentec com cargas  $Q$  de 5 Kg (para amostras não deformadas) e 30 Kg (para amostras deformadas) por 30 s. Em seguida as endentações foram fotografadas em microscópio ótico, e com ajuda de um software de análise de imagem (Image-Pro) foram medidas as diagonais  $D$  das endentações. Foram realizadas cinco determinações por medida. Os valores de dureza Vickers, foram calculados com a equação 1, com  $Q$  em gramas e  $D$  em mm, sendo calculados a média e o desvio padrão.

$$H_v = \frac{1854,4 \cdot Q}{D^2} \quad \text{Eq. 1}$$

### 3.3 Tratamentos térmicos

Foram realizados tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento natural e artificial. Os tratamentos de solubilização, com duração de 2 horas, foram realizados nas temperaturas de 400°C, a 550°C, em intervalos de 30°C, em forno de mufla. Os tratamentos foram interrompidos por têmpera em água, sendo as amostras submetidas a tratamento de envelhecimento artificial a 180°C durante 8 horas em estufa. Foram realizadas medidas de dureza Vickers nas amostras imediatamente após os tratamentos de solubilização e de envelhecimento.

Para o estudo do envelhecimento natural, as amostras foram solubilizadas a 550°C por 2 horas, temperadas em água e mantidas à temperatura ambiente por um período total de 295 dias, ao longo do qual a dureza Vickers foi medida periodicamente.

Para cada medida de dureza foram feitas cinco endentações, obtendo-se a media e o desvio padrão.

### 3.4 Ensaios de ECAP

As amostras, submetidas inicialmente a um envelhecimento natural por 15 dias, foram usinadas a partir das barras para as dimensões de 12.5 mm x 4 mm x 35 mm e foram lubrificadas com PTFE e MoS<sub>2</sub> (bissulfeto de molibdênio). As superfícies do canal da matriz foram lixadas (lixa 600) e lubrificadas com MoS<sub>2</sub>.

As amostras foram dispostas no interior da matriz como um "sanduíche" sendo o do meio uma das ligas estudadas (6061, 6063, 606X) e os lados de alumínio comercialmente puro (1050) com as mesmas dimensões. Este procedimento teve o objetivo de reduzir a carga do ensaio (Figura 7b). O ensaio de ECAP consistiu num único passe. Foram determinadas as durezas do corpo de prova antes e depois do ensaio.

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina de ensaios mecânicos EMIC com célula de carga de 100 kN com velocidade do travessão constante de 5 mm/min em uma matriz com ângulo entre canais  $\Phi$  120° (Figura 7a).

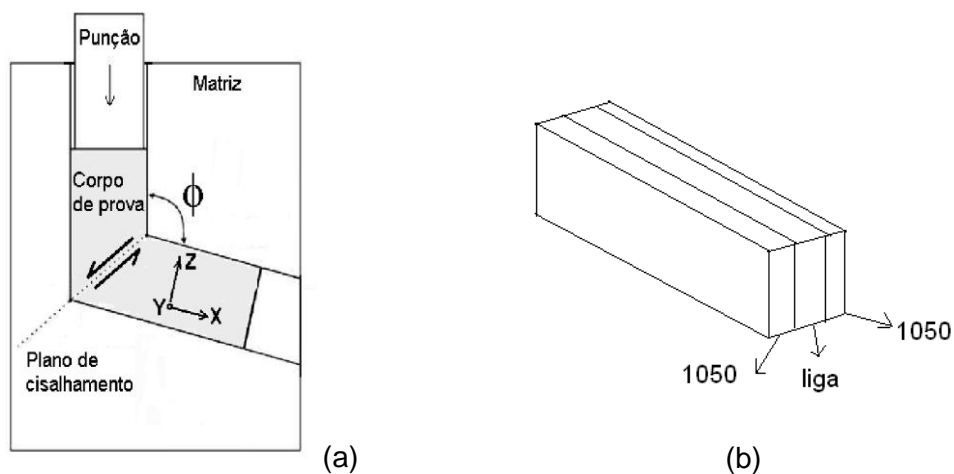


Figura 7 - Esquema da matriz de ECAP (a) e esquema de montagem das amostras em "sanduíche" (b).

### **3.5 Laminação de barras com espessura variável (cunhas)**

Devido às dificuldades com processo ECAP para se obter uma grande quantidade de deformações diferentes foi criado um novo método capaz de produzir um gradiente de deformações, a laminação de cunha.

Para produzir os corpos de prova as barras de alumínio 6061 foram usinadas para formar uma cunha isósceles com um segmento reto no final, como apresentado na Figura 8. A região de espessura variável (cunha) é responsável por produzir um gradiente de deformações ao ser laminada e a região reta foi utilizada para que a deformação máxima, no final da cunha, não fosse influenciada pelo transiente do final da barra. Para auxiliar a medição da deformação foram usinadas ranhuras na lateral do corpo de prova.

As laminações foram executadas em laminador piloto FENN com cilindros de diâmetro 133 mm, girando a 30 RPM. Imediatamente após a laminação, as amostras foram resfriadas em água para prevenir qualquer transformação devida ao aumento de temperatura provocado pelo aquecimento adiabático.

Diferentes meios de lubrificação foram testados, água, PTFE, água + PTFE e vaselina, para manter o modo de deformação o mais próximo possível da deformação plana e melhorar o acabamento superficial para facilitar as medidas de dureza.

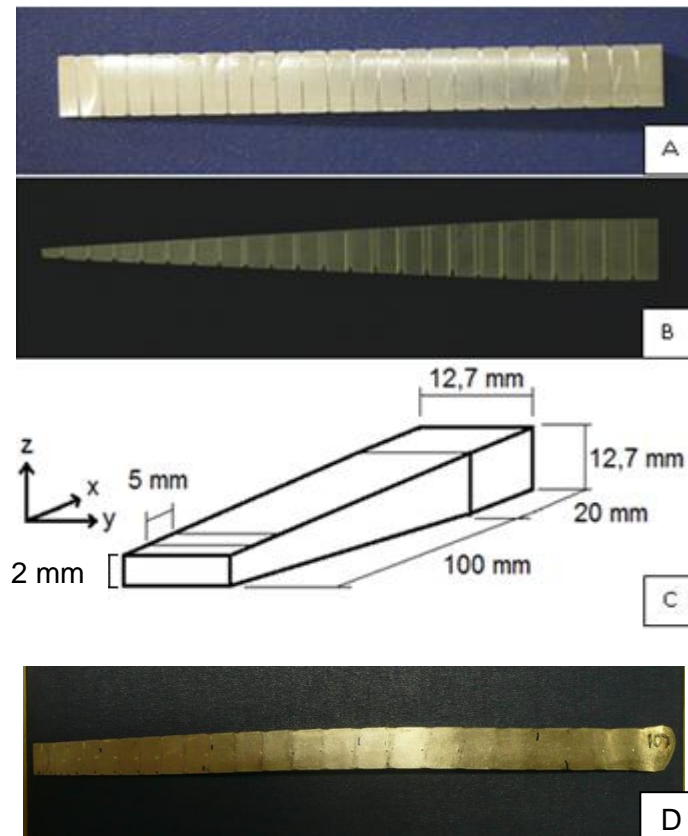


Figura 8- Foto do corpo de prova para laminação de barras com espessura variável, (A) vista superior, (B) vista lateral, (C) dimensões e (D) após a laminação.

Sabendo-se as dimensões iniciais, largura, espessura e comprimento (distância entre as ranhuras) e as dimensões finais após a deformação do corpo de prova são calculadas as deformações verdadeiras ( $\epsilon$ ) na largura, na espessura e no comprimento com a equação 2, onde  $L_0$  e  $L_F$  são as dimensões iniciais e finais respectivamente [8], ou seja, a distância entre ranhuras antes e depois da deformação (comprimento), as espessuras antes e depois da deformação ou as larguras antes e depois da deformação.

$$\epsilon = \ln\left(\frac{L_F}{L_0}\right) \quad \text{Eq.2}$$

Uma vez calculadas a deformação verdadeira no comprimento  $\varepsilon_{comp}$ , na largura  $\varepsilon_{l\ arg}$  e na espessura  $\varepsilon_{esp}$  é possível calcular a deformação efetiva  $\bar{\varepsilon}$  em um determinado ponto da cunha com a equação 3 [8].

$$\bar{\varepsilon} = \left[ \frac{2}{3} (\varepsilon_{comp}^2 + \varepsilon_{l\ arg}^2 + \varepsilon_{esp}^2) \right]^{1/2} \quad \text{Eq.3}$$

Alem de calcular a deformação efetiva foram feitas medidas de dureza ao longo das barras em posições próximas às ranhuras obtendo-se assim um perfil de dureza do material.

### 3.6 Laminação de barras

Foram realizados ensaios de laminação convencional em barras com a finalidade de verificar se a geometria das cunhas teria algum efeito sobre os resultados.

Para estes ensaios foram produzidos dois grupos de corpos de prova com a liga 6061, visando obter quantidades de deformações equivalentes às de processos ECAP com ângulos de canal iguais a 120° e 90°, nos valores de 0,66 e de 1,15, respectivamente, calculados segundo a equação 4 [4].

$$\varepsilon_{ECAP} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot\left(\frac{\Phi}{2}\right) \quad \text{Eq. 4}$$

Desta maneira, a deformação na matriz com ângulo 120° foi reproduzida com a laminação de barras com espessura inicial de 5,4 mm e espessura final de 2,85 mm.

Da mesma forma, para a matriz com ângulo 90°, as espessuras iniciais e finais foram 8,1 mm e 3,0 mm, respectivamente.

As amostras foram resfriadas em água imediatamente após a laminação para prevenir qualquer transformação devida ao aumento de temperatura provocado pelo aquecimento adiabático.

Diferentes meios de lubrificação foram testados, água, PTFE, água + PTFE e vaselina, para manter o modo de deformação o mais próximo possível da deformação plana e melhorar o acabamento superficial para facilitar as medidas de dureza.

### **3.7 Tratamento termomecânico**

Diferentes rotas de processamento foram utilizadas para ambos os grupos como mostra a figura 8, em cada rota as laminações podem ser de cunha ou comum:

Rota A: solubilização (550°C por 2 horas) seguida de resfriamento em água e laminação e depois envelhecimento natural (temperatura ambiente por 6 ou 7 dias).

Rota B: solubilização (550°C por 2 horas) seguida de resfriamento em água e depois envelhecimento natural (temperatura ambiente por 15 dias) seguido de laminação e envelhecimento natural (temperatura ambiente por 6 ou 7 dias).

Rota C: solubilização (550°C por 2 horas) seguida de super envelhecimento (resfriamento no forno para 300°C, mantido nessa temperatura por 2 horas e então resfriado novamente no forno) seguido de laminação e envelhecimento natural (temperatura ambiente por 6 ou 7 dias).



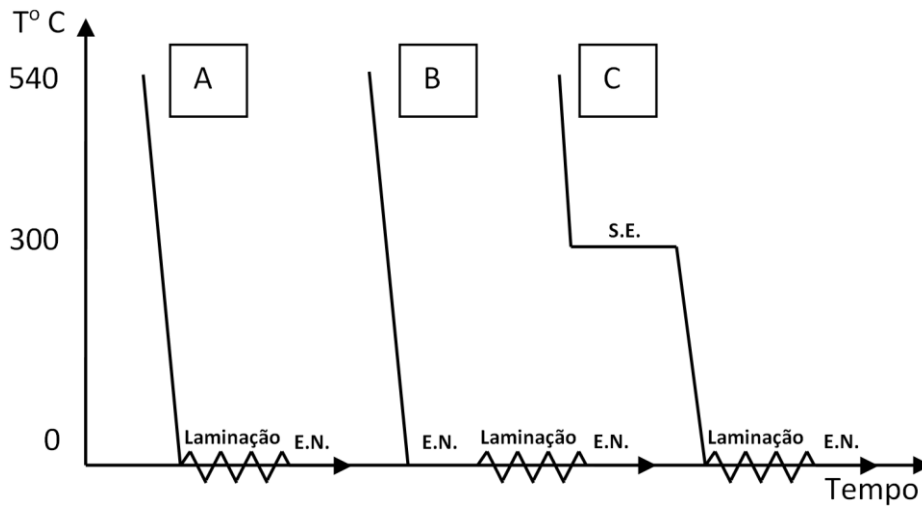


Figura 9 – Rotas de processamento da laminação, temperatura x tempo, S.E; super envelhecimento; E.N. envelhecimento natural.

## 4 Resultados

### 4.1 Ensaio de ECAP

Foram obtidas medidas de dureza Vickers antes e após um passe de ECAP de amostras previamente submetidas a envelhecimento natural por 15 dias. Os valores médios de dureza foram obtidos com 5 medidas (tabela 3).

Tabela 3 - Dureza Vickers antes e após ensaio de ECAP de amostras previamente submetidas a envelhecimento natural por 15 dias.

Medida	6061		6063		606X	
	Média	Desv. Pad.	Média	Desv. Pad.	Média	Desv. Pad.
<b>Antes</b>	93.42	4.73	60.69	3.28	54.71	0.95
<b>Após</b>	131.24	3.45	95.85	1.35	89.22	1.39

### 4.2 Tratamento térmico

#### 4.2.1 Envelhecimento artificial

Foram obtidas medidas de dureza para as três ligas (6061, 6063 e 606X) após os tratamentos de solubilização e envelhecimento, no máximo 10 min após os tratamentos, os valores médios foram obtidos com 5 medidas.

A Tabela 4 mostra os valores obtidos para a liga 6061 após os tratamentos de solubilização e envelhecimento.

Tabela 4 - Dureza dos tratamentos de solubilização (diferentes temperaturas) e envelhecimento (180oc/8h), liga 6061.

T.sol °C	Tempo h	6061			
		HV Sol.	Des.pad.	HV Env.	Des.pad.
400	2	34,40	0,46	37,01	0,73
430	2	34,96	0,89	42,51	1,90
460	2	39,63	1,30	72,15	1,96
490	2	39,86	0,64	93,08	2,58
550	2	45,64	2,77	95,79	6,37

A Tabela 5 mostra os valores obtidos para a liga 6063 após os tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial.

Tabela 5 - Dureza dos tratamentos de solubilização (diferentes temperaturas) e envelhecimento (180°C/8h) liga 6063.

T.sol °C	Tempo h	6063			
		HV Sol.	Des.pad.	HV Env.	Des.pad.
400	2	29,42	1,39	33,76	1,25
430	2	29,76	1,19	40,94	1,80
460	2	31,48	0,59	62,71	1,81
490	2	34,11	0,74	69,60	5,23
550	2	34,72	1,03	71,99	5,89

A Tabela 6 mostra os valores obtidos para a liga 606X após os tratamentos de solubilização e envelhecimento.

Tabela 6 - Dureza dos tratamentos de solubilização (diferentes temperaturas) e envelhecimento (180°C/8h) liga 606X.

T.sol °C	Tempo h	606X			
		HV Sol.	Des.pad.	HV Env.	Des.pad.
400	2	30,77	1,16	35,16	2,24
430	2	32,37	0,94	41,87	1,26
460	2	33,06	0,50	54,61	2,73
490	2	32,95	1,42	60,32	4,02
550	2	34,46	1,20	61,64	3,05

A Figura 10 apresenta os valores de dureza obtidos para as três ligas após os tratamentos de solubilização e de envelhecimento em função da temperatura de solubilização.

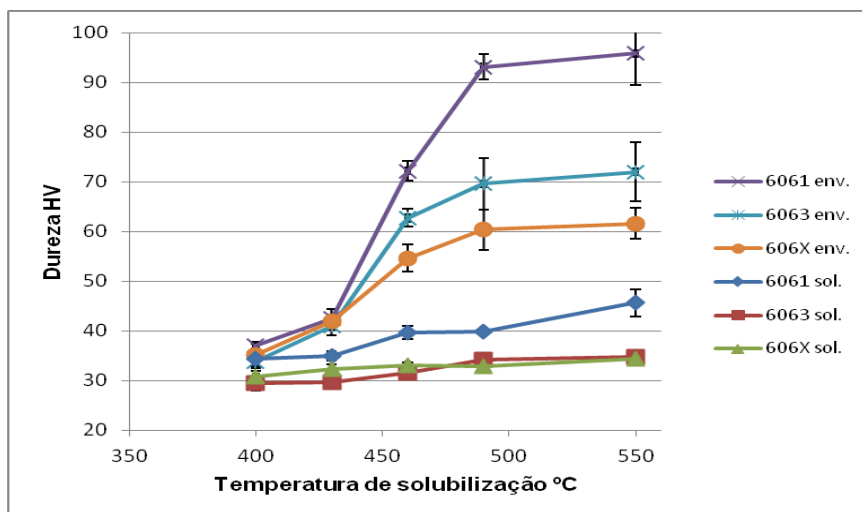


Figura 10 - Dureza dos tratamentos de solubilização (diferentes tempos e temperaturas) e envelhecimento (180°C/8h).

#### 4.2.2 Envelhecimento natural

A Tabela 7 apresenta os valores de dureza Vickers durante o tratamento de envelhecimento natural para as três ligas, cada media foi obtida com 5 medidas.

Tabela 7 – Tratamento de solubilização (550°C/2h) seguido de envelhecimento natural.

Nº de dias	6061		6063		606X	
	HV	D.p.	HV	D.p.	HV	D.p.
0	45,64	2,77	34,72	1,03	34,46	1,20
2	78,14	5,59	52,24	1,77	42,65	0,69
3	81,04	2,78	53,06	1,44	44,74	1,3
4	81,15	2,09	53,59	0,81	46,79	1,94
8	86,09	3,2	54,57	2,47	44,89	2,2
12	82,39	1,48	52,51	2,02	47,39	1,9
15	82,28	3,45	55,52	1,00	49,49	2,2
46	86,9	1,79	60,1	1,28	51,03	1,05
89	84,51	1,79	55,73	1,76	48,69	3,32
115	82,33	0,93	57,57	2,25	50,27	2,38
140	85,27	3,84	58,54	1,56	51,66	2,37
295	85,81	1,73	59,59	2,45	52,21	1,74

A Figura 11 apresenta os valores de dureza durante o tratamento de envelhecimento natural para as três ligas em função do tempo de envelhecimento as medidas foram feitas no máximo 10 min após saírem da estufa.

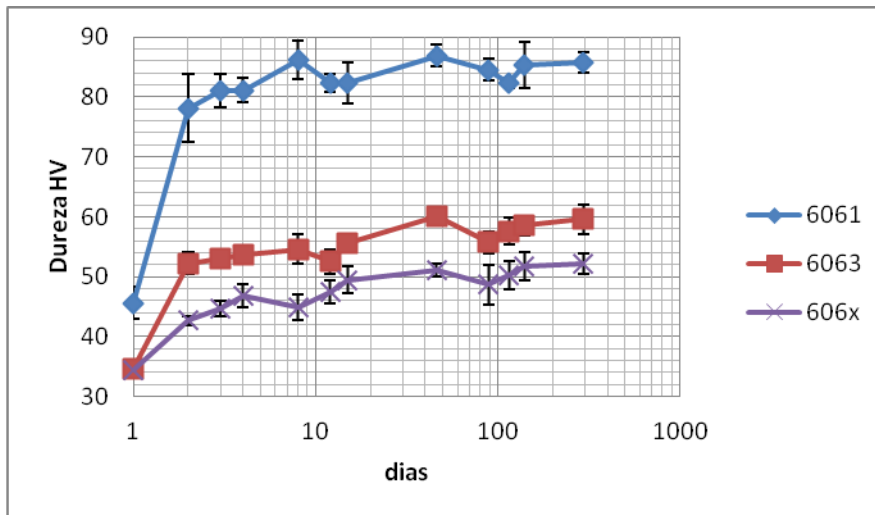


Figura 11 - Dureza do tratamento de envelhecimento natural em função do tempo.

### 4.3 Tratamento termomecânico

#### 4.3.1 Deformação

A Figura 12 mostra os valores de deformação efetiva em função do comprimento da cunha deformada para as três rotas, A, B e C.

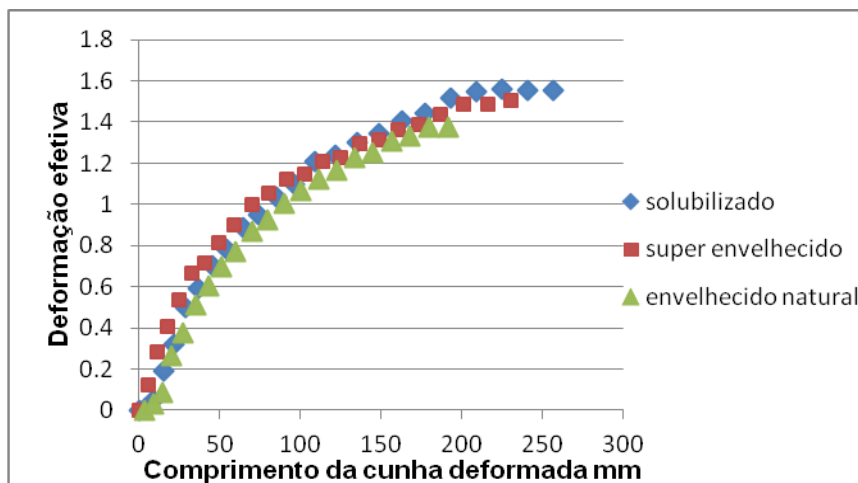


Figura 12 - Deformação efetiva ao longo do comprimento da cunha deformada

A Figura 13 mostra o efeito da lubrificação na deformação lateral da cunha e das barras.

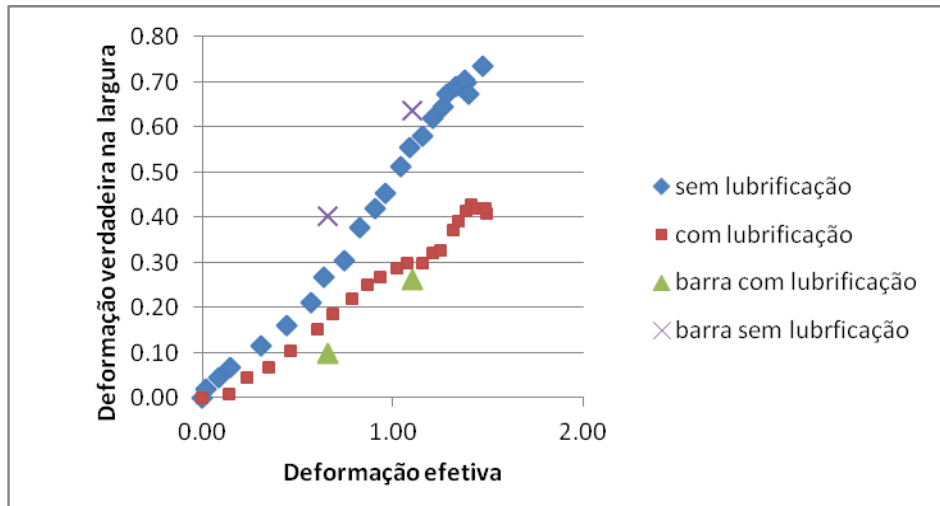


Figura 13 - Efeito da lubrificação na deformação lateral.

#### 4.3.2 Laminação de barras

A Tabela 8 apresenta os resultados da laminação de barras com deformação equivalente a obtida em matriz com ângulo do canal de  $120^\circ$  e  $90^\circ$  para as diferentes rotas de processamento termomecânico (rotas A, B e C), para cada valor foi feita uma medida. As medidas foram feitas em até 20 min. após a laminação e nos dias subsequentes (envelhecimento natural).

O valor da dureza antes da laminação das amostras solubilizadas era 50 HV, das amostras envelhecidas naturalmente era 80 HV e as amostras super envelhecidas era 32 HV.

Tabela 8- Medidas de dureza da laminação convencional seguindo diferentes rotas de tratamento, liga 6061.

Rota de processamento	n° dias	Data	Media	Des.pad.
Rota A, solubilizada - laminada (deformação equivalente a matriz 120°) - envelhecimento natural 7 dias.	0	05/11/2012	84,14	1,903
	1	06/11/2012	95,57	2,365
	2	07/11/2012	97,05	1,187
	3	08/11/2012	96,76	1,160
	4	09/11/2012	96,66	3,619
	7	12/11/2012	95,85	3,567
Rota A, Solubilizada - laminada (deformação equivalente a matriz 90°) - envelhecimento natural 7 dias.	0	05/11/2012	92,47	1,996
	1	06/11/2012	100,61	0,867
	2	07/11/2012	103,11	0,950
	3	08/11/2012	102,12	0,870
	4	09/11/2012	102,98	1,285
	7	12/11/2012	101,92	2,602
Rota B, Envelhecimento natural 15 dias - Solubilizada - laminada (deformação equivalente a matriz 120°) - envelhecimento natural 7 dias.	0	05/11/2012	116,02	1,844
	1	06/11/2012	116,39	1,269
	2	07/11/2012	115,99	3,509
	3	08/11/2012	115,32	1,865
	4	09/11/2012	114,81	1,483
	7	12/11/2012	116,64	2,267
Rota B, Envelhecimento natural 15 dias - Solubilizada - laminada (deformação equivalente a matriz 120°) - envelhecimento natural 7 dias.	0	05/11/2012	121,41	2,274
	1	06/11/2012	119,89	1,688
	2	07/11/2012	119,80	1,756
	3	08/11/2012	121,20	0,980
	4	09/11/2012	120,98	1,347
	7	12/11/2012	123,53	2,046
Super envelhecida antes de laminar, amostra 120°	0	06/11/2012	32,73	0,982
	6	12/11/2012	32,73	0,982
Super envelhecida antes de laminar, amostra 90°	0	06/11/2012	32,48	1,008
	6	12/11/2012	32,48	1,008
Rota C, Super Envelhecida - laminada (deformação equivalente a matriz 120°) - envelhecimento natural 6 dias.	0	06/11/2012	54,34	0,498
	1	07/11/2012	57,99	0,444
	3	09/11/2012	59,77	1,249
	6	12/11/2012	54,40	1,466
Rota C, Super Envelhecida - laminada (deformação equivalente a matriz 90°) - envelhecimento natural 6 dias.	0	06/11/2012	59,43	0,986
	1	07/11/2012	62,98	1,173
	3	09/11/2012	60,31	1,477
	6	12/11/2012	59,75	1,612

A Figura 14 mostra os resultados de dureza Vickers em função do tempo após a deformação para a rota A (amostra previamente solubilizada).

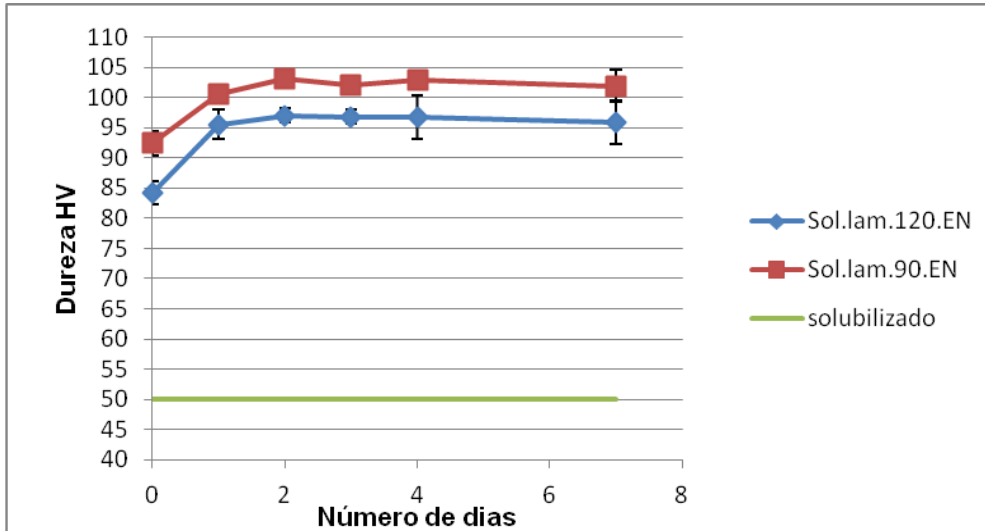


Figura 14 - Dureza Hv30 em função do nº de dias, da laminação convencional, amostras inicialmente solubilizadas, rota A, liga 6061.

A Figura 15 mostra os resultados de dureza Vickers em função do tempo após a deformação para a rota C (amostra previamente super envelhecida) e os valores de dureza antes da deformação.

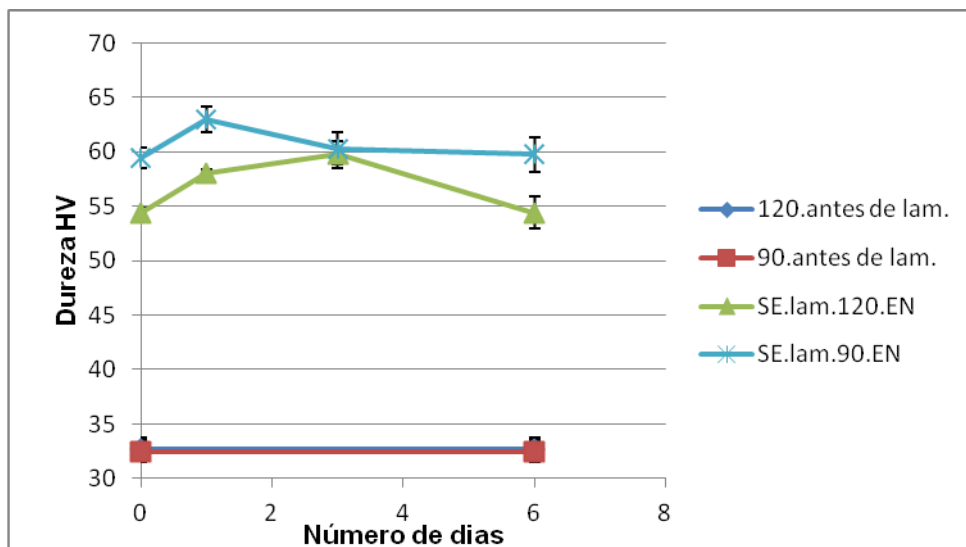


Figura 15 - Dureza Hv30 em função do nº de dias, da laminação convencional, amostras inicialmente super envelhecidas, rotas C, liga 6061.

A Figura 16 mostra os resultados de dureza Vickers em função do tempo após a deformação para a rota C (amostra previamente envelhecida naturalmente).

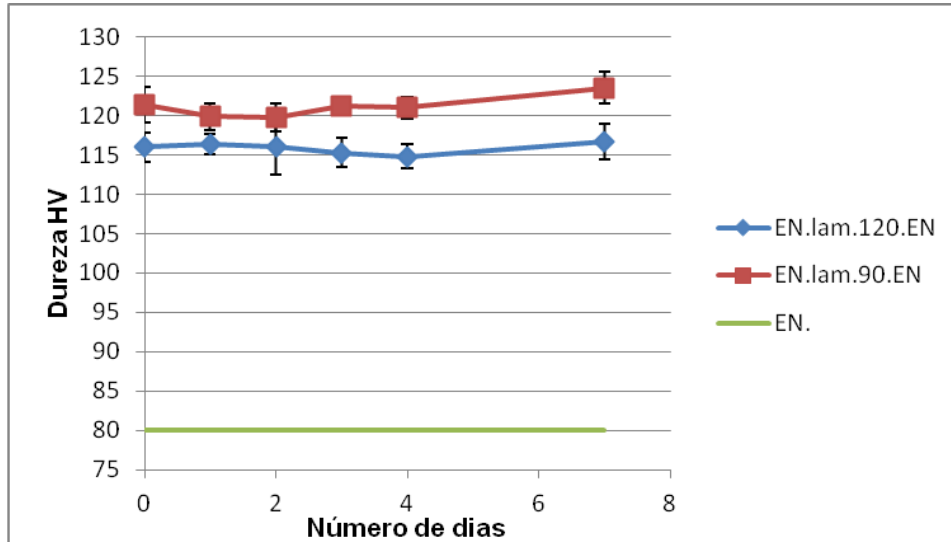


Figura 16 - Dureza Hv30 X n<sup>o</sup> de dias, da laminação convencional, amostras inicialmente envelhecidas naturalmente, rotas B, liga 6061.

#### 4.3.3 Laminação de cunhas

Foram laminadas 4 cunhas sendo duas inicialmente solubilizadas, uma envelhecida naturalmente e uma super envelhecida.

As Tabelas 9, 10 e 11 apresentam os valores de dureza obtidos em função da deformação efetiva, para as rotas A, B e C respectivamente (liga 6061). Cada valor representa apenas uma medida.



Tabela 9 - Dureza do tratamento termomecânico com laminação de cunhas solubilizada, rota A, liga 6061.

Dureza HV	Deformação	Dureza HV	Deformação
50,00	0,00	88,40	1,16
64,78	0,14	96,93	1,21
75,37	0,23	93,66	1,25
81,58	0,35	93,96	1,32
80,61	0,46	92,65	1,35
80,22	0,60	95,30	1,39
80,65	0,68	99,20	1,41
85,45	0,78	100,31	1,43
87,69	0,87	101,42	1,44
87,15	0,93	98,59	1,49
89,90	1,02	93,32	1,48
96,08	1,08		

Tabela 10 - Dureza HV após a laminação de cunha envelhecida naturalmente, rota B, liga 6061.

Dureza HV	Deformação	Dureza HV	Deformação
77,98	0,000	111,99	1,005
104,47	0,033	115,18	1,064
102,96	0,086	111,50	1,121
114,27	0,267	109,93	1,168
112,83	0,379	114,66	1,227
116,55	0,515	111,30	1,254
117,06	0,606	107,19	1,308
116,58	0,698	108,75	1,334
116,28	0,773	112,80	1,375
112,62	0,870	108,77	1,375
110,75	0,926		

Tabela 11 - Dureza do tratamento termomecânico com laminação de cunha super envelhecida, rota C, liga 6061.

Dureza HV	Deformação	Dureza HV	Deformação
34,000	0,000	63,040	1,099
38,142	0,013	63,032	1,206
45,326	0,048	62,053	1,238
48,824	0,190	62,531	1,301
47,149	0,318	63,625	1,345
49,582	0,501	64,600	1,405
56,013	0,592	63,500	1,446
57,385	0,704	62,771	1,516
56,743	0,784	62,420	1,545
60,174	0,886	64,720	1,559
59,844	0,950	65,043	1,556
60,279	1,037		

A Figura 17 mostra os valores de dureza obtidos nos ensaios de laminação de cunha e laminação de barras nas rotas A, B e C e nos ensaios de ECAP em função da deformação efetiva.

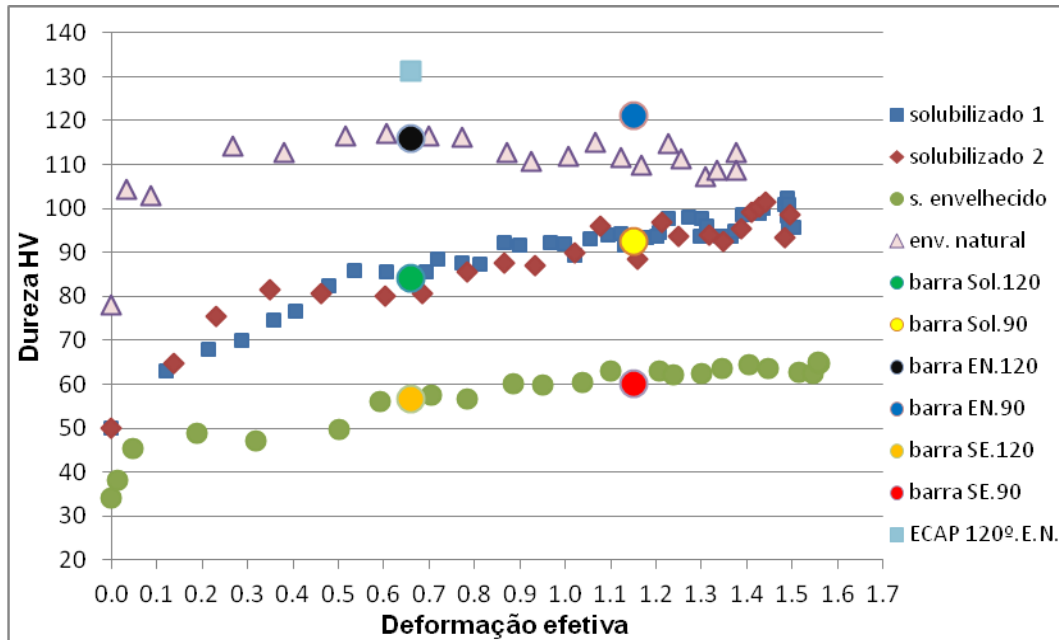


Figura 17 - Comparação entre as durezas HV das cunhas nas rotas A, B, C, barras e ECAP.

A Figura 18 mostra o ganho de dureza das cunhas, rotas A, B e C (liga 6061) em função da deformação efetiva.

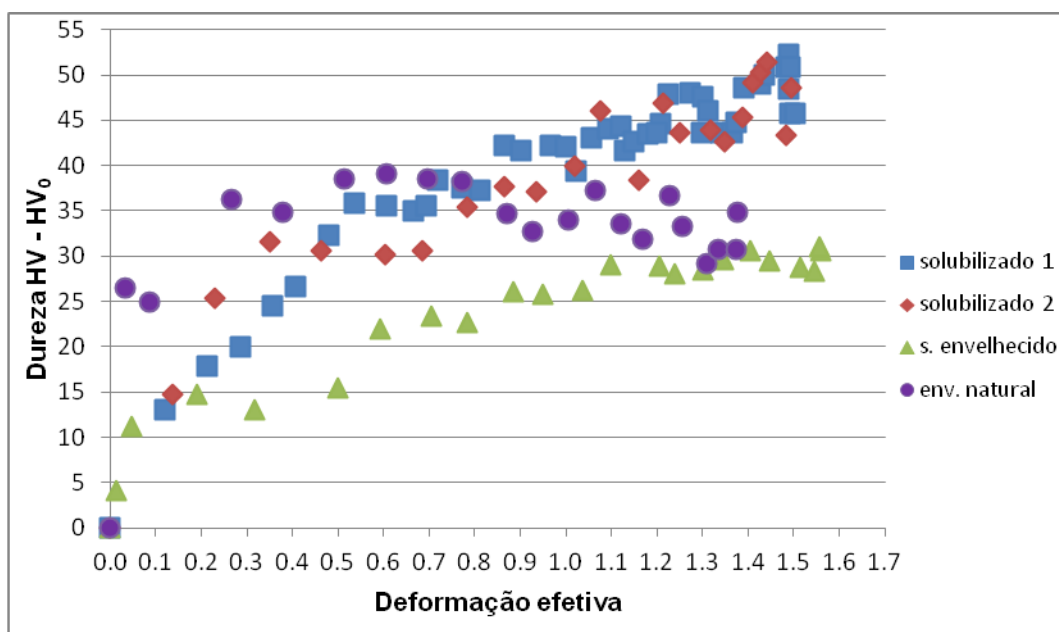


Figura 18 - Comparação entre o ganho de dureza (HV - HV<sub>0</sub>) das cunhas nas rotas A, B e C.

A Tabela 12 apresenta o resultado da laminação de cunha inicialmente solubilizada (solubilizada 1), rota A, são apresentados os valores de dureza após a laminação e os valores medidos nos 3 dias seguintes.

Tabela 12– Dureza do tratamento termomecânico com laminação de cunha, rota A, liga 6061 e dureza dos dias após o tratamento.

Deformação efetiva	Comprimento da barra def.	Durezas				Diferença		
		Dia 0	Dia 1	Dia 2	Dia 3	Dia 1 - dia 0	Dia 2 - dia 0	Dia 3 - dia 0
0,121	5,290	63,03	76,25	80,60	74,50	13,23	17,58	11,47
0,213	8,235	67,80	80,57	80,37	76,24	12,78	12,57	8,44
0,286	11,180	70,00	82,69	83,93	85,93	12,69	13,93	15,92
0,357	14,455	74,46	86,02	88,12	84,97	11,56	13,66	10,51
0,406	17,730	76,57	87,04	87,62	90,81	10,47	11,05	14,24
0,480	21,320	82,30	89,36	89,98	91,63	7,06	7,68	9,32
0,535	24,910	85,79	92,83	94,40	96,57	7,04	8,61	10,79
0,607	28,815	85,52	93,42	90,64	93,24	7,90	5,12	7,72
0,664	32,720	85,01	95,24	101,31	94,57	10,23	16,29	9,56
0,694	36,810	85,63	91,25	93,69	94,34	5,62	8,06	8,71
0,718	40,900	88,45	98,34	98,25	96,23	9,89	9,80	7,78
0,773	45,310	87,61	102,22	99,25	100,57	14,61	11,64	12,96
0,812	49,720	87,22	91,59	94,21	96,75	4,37	6,99	9,53
0,865	54,465	92,26	97,98	97,75	99,71	5,73	5,50	7,46
0,901	59,210	91,58	91,08	96,98	98,32	-0,50	5,40	6,73
0,966	64,445	92,24	96,16	98,50	96,94	3,92	6,25	4,70
0,999	69,680	92,08	97,56	94,30	97,95	5,48	2,22	5,87
1,021	74,965	89,41	95,52	93,56	97,92	6,11	4,15	8,51
1,055	80,250	93,03	97,62	98,63	98,02	4,60	5,60	5,00
1,093	85,790	94,06	99,35	97,64	99,39	5,29	3,58	5,33
1,121	91,330	94,34	99,35	97,59	98,28	5,01	3,24	3,93
1,130	96,910	91,58	95,44	97,78	98,02	3,86	6,20	6,44
1,149	102,490	92,68	96,58	97,87	98,20	3,90	5,19	5,52
1,180	108,245	93,50	97,79	98,99	100,70	4,28	5,49	7,20
1,208	114,000	94,65	95,51	95,86	95,35	0,86	1,21	0,69
1,200	119,475	93,60	98,01	99,98	98,87	4,41	6,38	5,27
1,225	124,950	97,82	99,12	95,78	98,36	1,30	-2,03	0,54
1,272	130,845	97,96	97,31	98,78	99,90	-0,65	0,82	1,94
1,297	136,740	93,67	98,47	97,16	100,28	4,80	3,48	6,61
1,301	142,675	97,59	99,82	99,89	101,72	2,23	2,30	4,12
1,311	148,610	96,10	98,53	96,61	96,43	2,43	0,51	0,33
1,341	154,780	93,60	94,12	98,57	101,73	0,52	4,96	8,13
1,364	160,950	93,65	95,69	96,79	101,30	2,04	3,14	7,65
1,372	167,115	94,75	98,52	97,58	100,09	3,77	2,83	5,34
1,389	173,280	98,63	99,26	99,58	102,77	0,63	0,95	4,14
1,428	179,965	98,98	97,77	98,56	99,40	-1,21	-0,42	0,42
1,435	186,650	100,06	99,60	96,81	97,50	-0,46	-3,25	-2,56
1,483	194,025	100,83	100,11	100,11	100,60	-0,72	-0,72	-0,22
1,488	201,400	102,22	99,97	101,15	97,78	-2,25	-1,08	-4,44
1,491	208,845	100,81	98,98	98,08	97,81	-1,83	-2,73	-3,00
1,489	216,290	98,42	100,25	101,68	99,31	1,83	3,26	0,88
1,491	223,580	95,70	100,47	101,23	97,14	4,76	5,53	1,44
1,503	230,870	95,71	95,88	96,68	93,29	0,16	0,97	-2,42

A Figura 19 mostra a dureza em função de deformação efetiva após a deformação e nos três dias seguintes.

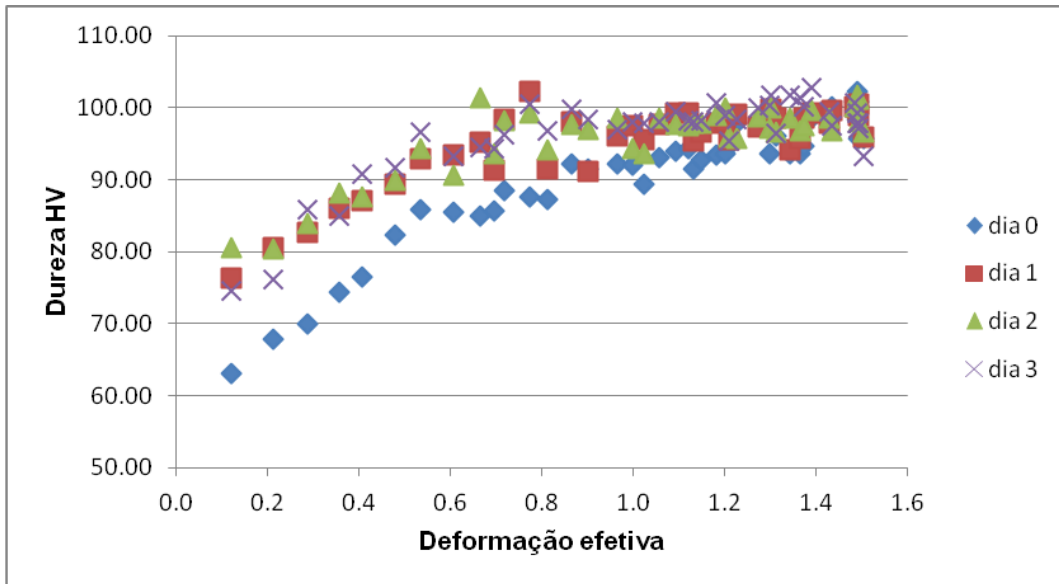


Figura 19 – Gráfico da dureza HV após a laminação de cunha rota A e dos dias seguintes, liga 6061.

A figura 20 mostra a diferença de dureza entre os três dias seguintes e a dureza após a deformação em função de deformação efetiva.

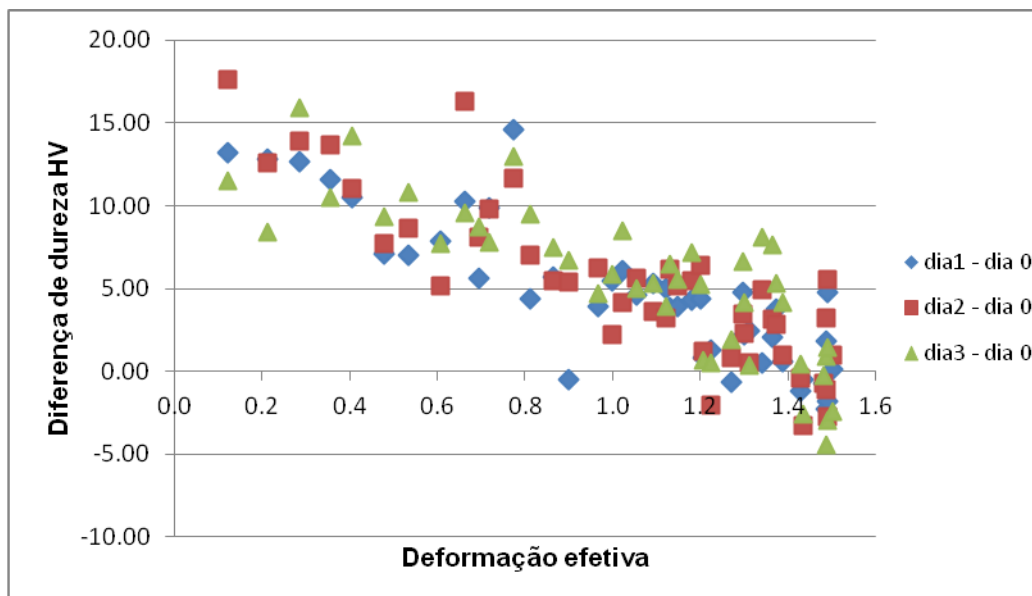


Figura 20 – Gráfico da diferença de dureza HV entre os dias de envelhecimento natural após a laminação de cunha, rota A, liga 6061.

## **5 Discussão dos resultados**

### **5.1 Ensaio de ECAP**

Os ensaios de ECAP mostraram um ganho de dureza significativo em relação aos tratamentos convencionais, aumentando a dureza em 40,48%, 57,93% e 63,07% para as ligas 6061, 6063 e 606X respectivamente. Esse ganho elevado de dureza poderia ser atribuído à ocorrência de uma precipitação dinâmica.

Esses resultados levaram à necessidade de realizar mais ensaios, entretanto as limitações impostas pelo processo ECAP e pelo fato do material apresentar envelhecimento natural motivou a utilização da laminação para o estudo da influência da deformação sobre o endurecimento.

### **5.2 Deformação**

Como podemos ver pela Figura 12 a quantidade de deformação nas cunhas em função do comprimento é igual para as três condições iniciais, mostrando a reprodutibilidade da técnica.

Dentre os quatro meios de lubrificação testados três apresentaram resultados insatisfatórios, foram eles: água, PTFE e combinação de água mais PTFE.

Os três meios não foram capazes simultaneamente diminuir a deformação lateral, mantendo a deformação mais próxima da deformação plana e melhorar o acabamento superficial, essencial para as medidas de dureza e deformação. Apresentaram melhorias no modo de deformação com menor aumento da largura, mas com péssimo acabamento superficial e produzindo barras curvas devido a um desalinhamento da barra durante a laminação devido a perda de contato durante a laminação (o cilindro girava em falso sobre a barra), dificultando muito a medida de dureza e de deformação.

O quarto meio de lubrificação que foi a vaselina apresentou resultados satisfatórios reduzindo o alargamento lateral, melhorando a condição de deformação plana (Figura 13) e melhorando muito o acabamento superficial.

### **5.3 Temperatura de solubilização**

Pode ser observado na Figura 10 para as três ligas estudadas que o valor da dureza obtida com a solubilização a 400°C é igual ao valor obtido com o tratamento de super envelhecimento, Figura 15, indicando que não ocorre solubilização significativa nessa temperatura e também não ocorre ganho de dureza após o tratamento de envelhecimento à essa temperatura.

Com o aumento da temperatura de solubilização temos o aumento da dureza após o tratamento de solubilização, devido ao endurecimento por solução sólida e depois outro aumento após o envelhecimento devido à precipitação. A dureza aumenta com o aumento da temperatura de solubilização até um máximo próximo a 550°C, isso está de acordo com a literatura que recomenda temperaturas de aproximadamente 540°C para o tratamento de solubilização [1,2,5,7].

### **5.4 Envelhecimento natural**

Pode ser observado na Figura 11 que são necessários cerca de 3 a 4 dias para que a dureza atinja o valor máximo no envelhecimento natural. Após esse período não é possível constatar mais aumento significativo de dureza nas três ligas estudadas mesmo após 295 dias.

Comparando os resultados obtidos nesse trabalho com os obtidos por BANHART [7], mostrados na Figura 6, podemos observar que a dureza obtida com a liga 6061 (45HV) após 10 min é muito próxima a obtida com a liga F (~47 HV), para o

período de um dia, e que para ~1400 horas as duas ligas apresentaram valores aproximadamente iguais (~75 HV para a liga F e 78 HV para a liga 6061), a concentração de Mg na liga F (0.59) é bem inferior a da liga 6061 (0.9) mas a concentração de Si da liga F é superior (0.82) a da liga 6061 (0,72) além disso a liga 6061 possui mais impurezas.

A liga H obteve uma dureza (~30 HV) após 10 min ligeiramente inferior a das ligas 6063 (35 HV) e 606X (34 HV). Após 1 dia a liga 6063 obteve valores maiores (52 HV) que a liga 606X (42 HV) e a liga H (~42 HV). Comparando as composições químicas vemos que as concentrações da liga 6063 (0.54 Mg e 0.5 Si ) são maiores que as concentrações da outras duas ligas (liga H 0.4 Mg e 0.4 Si, liga 6063 0.42 Mg e 0.48 Si).

## **5.5 Laminação de barras**

Os resultados das barras coincidiram com os resultados das cunhas mostrando que a mudança de geometria das barras para as cunhas não resultou em disparidades nos resultados.

As amostras solubilizadas apresentaram um ganho de dureza imediatamente após a laminação de ~34 HV e ~42 HV para deformações de ~0,66 e ~1,1 respectivamente.

As amostras envelhecidas naturalmente apresentaram um ganho de dureza imediatamente após a laminação de ~36 HV e ~41 HV para deformações de ~0,66 e ~1,1 respectivamente.

As amostras super envelhecidas apresentaram um ganho de dureza imediatamente após a laminação de ~22 HV e ~28 HV para deformações de ~0,66 e ~1,1 respectivamente.

Os resultados das amostras solubilizadas e envelhecidas naturalmente foram muito próximos, ou seja, nessa faixa de deformação o ganho de dureza é praticamente o mesmo para as duas condições iniciais.

O ganho de dureza no processo ECAP foi de ~37 HV, igual ao ganho das barras laminadas para a mesma condição inicial e deformação. Mas é importante notar que o valor inicial de dureza da amostra de ECAP estava mais alto que o esperado para o envelhecimento natural.

Pode ser observado na Figura 14 (amostras inicialmente solubilizadas) que após a laminação, as barras apresentaram um ganho de dureza no 1º dia (envelhecimento natural) e depois a dureza permaneceu constante, semelhante ao envelhecimento natural sem pré-deformação. Entretanto pode se observar que o tempo para atingir a dureza máxima foi de apenas 1 dia enquanto que no envelhecimento natural sem pré-deformação foi de 3 a 4 dias, o que seria esperado devido à nucleação e a difusão facilitada pelas discordâncias [1,3,6].

Pode ser observado na Figura 15 (amostras inicialmente super envelhecidas) que as mostras não apresentaram envelhecimento natural após a deformação o que já era esperado, todo o ganho de dureza nessas amostras é devido à deformação.

Para as amostras envelhecidas naturalmente, Figura 16, pode ser observado que após a deformação não ocorreu envelhecimento natural. É interessante notar também que a dureza obtida nas amostras inicialmente envelhecidas é maior que nas solubilizadas, uma explicação para isso seria que o material contendo zonas GP tem um encruamento maior que o material em solução sólida supersaturada [8,9,10,12].

## **5.6 Laminação de cunha**

Na Figura 17 as 4 curvas obtidas na laminação de cunha podem ser comparadas junto com os resultados da laminação de barras e do ECAP. Pode-se observar que a curva com maior taxa de encruamento e maior valor de dureza é a da



cunha envelhecida naturalmente, seguida pela solubilizada e depois a super envelhecida. Entretanto, apesar da dureza apresentada por esta condição ser maior, o ganho de dureza não foi muito grande (Figura 18) em relação às demais curvas ficando muito próxima à curva para a amostra super envelhecida e abaixo da curva solubilizada para valores de deformação mais altos. Este resultado pode significar que o ganho de dureza obtido nas amostras envelhecidas naturalmente seria devido apenas ao encruamento. Já a cunha solubilizada apresentou um ganho de dureza significativamente maior que não poderia ser resultado apenas da deformação.

Comparando, na Figura 17, a dureza da cunha previamente envelhecida naturalmente com o ECAP com mesmo tratamento, vemos que a dureza do ECAP é significativamente maior, o que poderia ser atribuído à menor taxa de deformação do processo ECAP em relação à laminação, condição que favoreceria a precipitação dinâmica no ECAP [3].

A curva da cunha envelhecida naturalmente após um rápido crescimento chega a um valor de dureza aparentemente constante indicando que algum mecanismo de recuperação poderia estar ocorrendo.

A análise do ganho de dureza decorrente da laminação de cunhas pode ser feita através da Figura 18. Os valores apresentados pela cunha solubilizada apresentam duas etapas diferentes de endurecimento indicando uma mudança no mecanismo de endurecimento. Observa-se para deformações inferiores a 0,5 um endurecimento acentuado. A partir deste valor a taxa de endurecimento é reduzida a um valor próximo ao apresentado pelo material super-envelhecido, sugerindo que estaria ocorrendo uma recuperação dinâmica. Pode-se observar que, para os maiores valores de deformação, o ganho de dureza apresentado pelo material com envelhecimento natural prévio é próximo ao apresentado pelo material super-envelhecido, o que seria um indício da ocorrência de recuperação dinâmica.

Observando as Figuras 19 e 20 é possível notar que para valores menores de deformação ocorreu envelhecimento natural no 1º dia de envelhecimento e depois nos

2 dias seguintes a dureza não se altera, efeito semelhante ao ocorrido com as amostras de laminação de barras solubilizadas e envelhecidas naturalmente após a deformação. É evidente que quanto maior a deformação menor é o ganho de dureza no envelhecimento natural, como pode ser observado na Figura 20 a diferença de dureza entre o dia zero e os demais dias tende a zero com o aumento da deformação, para valores de deformação maiores que aproximadamente 1.3, não é possível verificar a ocorrência de envelhecimento natural. Estes resultados mostram que quanto maior é a deformação, menor é a quantidade de átomos disponíveis para o envelhecimento natural subsequente.

## **6 Conclusões**

### **6.1 Sobre o método de laminação de cunhas**

A laminação de cunhas mostrou-se um método eficiente e reprodutível para a obtenção de gradientes de deformação em condições próximas à deformação plana.

### **6.2 Temperatura de solubilização**

Observou-se que, nas tres ligas estudadas, são necessárias temperaturas superiores a 400°C para que ocorra solubilização detectável por dureza.

### **6.3 Envelhecimento natural**

Foi possível constatar que o ganho de dureza por envelhecimento natural é obtido totalmente ao final dos primeiros 3 ou 4 dias.

### **6.4 Endurecimento em barras laminadas**

A mudança de geometria das barras para as cunhas não resultou em disparidades nos resultados.

#### **6.4.1 Amostras solubilizadas**

Ocorre envelhecimento natural após a deformação com uma cinética mais rápida que a do envelhecimento natural sem pré-deformação.

#### **6.4.2 Amostras super envelhecidas**

Nestas amostras ocorre apenas o ganho de dureza por deformação.

#### **6.4.3 Amostras envelhecidas naturalmente**

Não ocorre envelhecimento natural após a deformação.

#### **6.5 Endurecimento em cunhas laminadas**

A amostra com envelhecimento natural prévio apresentou os maiores valores de dureza e de taxa inicial de endurecimento. Entretanto seu ganho de dureza é inferior ao apresentado pelas amostras solubilizadas e comparável ao apresentado pelas amostras super envelhecidas.

As amostras inicialmente solubilizadas apresentaram duas etapas de ganho de dureza, assim como as super envelhecidas. A amostra com envelhecimento natural prévio apresentou uma alta taxa de endurecimento para pequenas deformações seguida de uma etapa com taxa de endurecimento praticamente nula.

O ganho de dureza por envelhecimento natural diminui com o aumento da deformação, anulando-se para valores de deformação efetiva maiores que aproximadamente 1,3.

A cinética de endurecimento natural em amostras solubilizadas pré deformadas é mais rápida do que a observada no tratamento convencional T4.

## 7 Bibliografia

1. CAI, M.; FIELD, D. P.; LORIMER, G. W. A systematic comparison of static and dynamic ageing. **Materials Science & Engineering A**, v. 373, p. 65-71, dezembro 2004.
2. POGATSCHER, S. et al. Mechanisms controlling the artificial aging of Al–Mg–Si Alloys. **Acta Materialia**, v. 59, p. 3352-3363, Março 2011.
3. ROVEN, H. J.; LIU, M.; WERENSKIOLD, J. C. Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al–Mg–Si aluminium alloy. **Materials Science & Engineering A**, v. 483-484, p. 54-58, 2008.
4. VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. **Progress in Material Science**, v. 51, p. 881-981, janeiro 2006.
5. EDWARDS, G. A. et al. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloy. **Acta Materialia**, v. 46, p. 3893-3904, 1998.
6. PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 2ª Edição. ed. [S.I.]: Chapman Hall, 1992.
7. BANHART, B. J. et al. Natural Aging in Al-Mg-Si Alloys – A Process of Unexpected Complexity. **Advanced Engineering Materials**, p. 559 - 571, 2010.
8. DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. SI Metric. ed. [S.I.]: McGraw-Hill Book Company, 1988.
9. TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum**. [S.I.]: MARCEL DEKKER, INC., v. 1, 2003.
10. BROOKS, C. R. **Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys**. [S.I.]: American Society For Metals, ASM, 1984.
11. SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering**. 6ª. ed. [S.I.]: Butterworth Heinemann, 1999.

12. ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R. E. **Physical Metallurgy Principles**. 4<sup>a</sup>. ed. [S.I.]: Cengage Learning, 2009.
13. SHEN, C. H.; OU, B. L. EFFECT OF PRESTRAINING ON THE NATURAL AGEING AND ARTIFICIAL AGEING OF AN Al-Mg-Si ALLOY AA6022. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 46, p. 65-74, 2007.
14. A. DESCHAMPS et al. Low-temperature dynamic precipitation in a supersaturated Al- Zn- Mg alloy and related strain hardening. **Philosophical Magazine A**, v. 79, p. 2485-2504, 1999.