

GUILHERME SEEBER DA ROCHA

ESTUDO DA EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA NO  
PROCESSO DE HOMOGENEIZAÇÃO DE TARUGOS DA LIGA  
6082 DE ALUMÍNIO PARA EXTRUSÃO.

Escola Politécnica – Universidade de São Paulo

São Paulo

2010

GUILHERME SEEBER DA ROCHA

ESTUDO DA EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA NO  
PROCESSO DE HOMOGENEIZAÇÃO DE TARUGOS DA LIGA  
6082 DE ALUMÍNIO PARA EXTRUSÃO.

Trabalho de Formatura apresentado  
à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para  
obtenção do diploma em  
Engenharia Metalúrgica.

**São Paulo**

**2010**

GUILHERME SEEBER DA ROCHA

ESTUDO DA EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA NO  
PROCESSO DE HOMOGENEIZAÇÃO DE TARUGOS DA LIGA  
6082 DE ALUMÍNIO PARA EXTRUSÃO.

Trabalho de Formatura apresentado  
à Escola Politécnica da Universidade  
de São Paulo para obtenção do  
diploma em Engenharia Metalúrgica

Área de concentração: Engenharia  
Metalúrgica

Orientador: Prof. Dr. Ivan Gilberto  
Sandoval Falleiros

**São Paulo**

**2010**

## DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha família,

Valter, Rossâna e Thays.

## AGRADECIMENTOS

Ao professor Ivan Falleiros, pela orientação e transmissão de seu conhecimento e experiência.

A Alcoa Alumínio S.A. que forneceu a estrutura e os recursos necessários para a elaboração deste trabalho, e a todos seus funcionários, em especial a Luis Mattos, Iolanda Machado e Rubens Almeida, que contribuíram diretamente para que fossem obtidos os resultados desejados.

Aos amigos Fábio Alves, Danila Câmara, Fernando Moussa, Marcos Ferreira e Felipe Cácomo, de quem obtive apoio irrestrito e sempre estiveram ao meu lado tanto nos dias felizes quanto nos mais sombrios.

A Bruna Valério, meu amor, pela compreensão dos finais de semana gastos na elaboração deste trabalho e pelos momentos de relaxamento após eles.

## RESUMO

O presente trabalho objetivou encontrar uma solução para um problema industrial enfrentado pela unidade de extrusão da Alcoa Alumínio S.A..

As ligas de alumínio da série 6000 estão entre as mais resistentes dentre as ligas de alumínio devido ao mecanismo de endurecimento por precipitação de fases contendo magnésio e silício. Porém, estas fases se formadas de maneira grosseira durante alguns tratamentos térmicos, podem causar defeitos superficiais nos perfis produzidos por extrusão.

Por meio de um estudo da formação destes precipitados, controlando-se a taxa de resfriamento após o tratamento de homogeneização, pôde-se obter o procedimento adequado à instalação industrial citada para se evitar estes precipitados grosseiros e conseqüentemente obter um bom acabamento superficial mantendo uma boa condição de extrusão.

Palavras chave: Alumínio. Endurecimento por precipitação. Extrusão. Homogeneização. Têmpera.

## ABSTRACT

The present work's objective is to find a solution to an industrial problem faced by the extrusion site of Alcoa Alumínio S.A..

The 6000 series aluminum alloys are among the most resistant due to its precipitation hardening mechanism of magnesium and silicon contents precipitates. However, these phases, if formed grossly during some heat treatments, can cause surface defects in the profiles produced by extrusion.

Through a study of the formation of this precipitates, by controlling the cooling rate after treatment of homogenization, we could obtain the optimal procedure for avoiding these coarsened precipitates and consequently achieve a good surface finish while maintaining good extrusion conditions.

Keywords: Aluminum. Precipitation hardening. Extrusion. Homogenization. Quenching.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Seção pseudo-binária do diagrama ternário Al-Mg-Si na relação estequiométrica Mg:Si=2. ....	6
Figura 2 - Liga de Al-1,3%Mg <sub>2</sub> Si endurecida por precipitação pelo envelhecimento por 24 horas a 160°C e reaquescida 15 minutos a 275°C; estrutura mostra agulhas grosseiras dos precipitados $\beta$ . ....	6
Figura 3 – Ciclo térmico do processamento das ligas da série 6000. ....	8
Figura 4 – Esquema do lingotamento contínuo vertical de tarugos para extrusão. ....	9
Figura 5 - Mapa de dispersão da liga 6082 bruta de solidificação: (a) imagem em MEV. (b) distribuição de Mg, (c) distribuição de Si, (d) distribuição de Mn, (e) distribuição de Fe, (f) distribuição de Ti. ....	10
Figura 6 – Microestrutura de tarugo bruto de solidificação. Os grãos são circundados pelo constituinte eutético, formado a partir do último líquido na solidificação. ....	11
Figura 7 – Micrografia de campo escuro da liga 6082 mostrando a dispersão de Mg e Si antes e depois da homogeneização respectivamente. ....	13
Figura 8 – AlFeSi- $\alpha$ (Escrita Chinesa) e AlFeSi- $\beta$ . ....	14
Figura 9 - Esquema do efeito da homogeneização na microestrutura de uma liga de alumínio com precipitados de Al-Fe-Si nos contornos de grão. ....	15
Figura 10 – Temperatura versus tempo de banho na homogeneização de ligas da série 6000. ....	15
Figura 11 – Diagrama TTT esquemático da formação de precipitados de Mg-Si no resfriamento após a homogeneização. ....	16
Figura 12 – Gráfico esquemático do pré aquecimento em zonas de formação de precipitados $\beta$ e $\beta'$ . ....	18
Figura 13 – Esquema do processo de extrusão direta. As temperaturas do tarugo (billet), recipiente (container), matriz (die) e perfil (extruded) são indicadas. ....	19
Figura 14 – Diagrama esquemático de janela operacional de extrusão. ....	20
Figura 15 - Ciclo térmico do tratamento de solubilização e envelhecimento. ....	21
Figura 16 – Arrancamentos (pick-ups). ....	22
Figura 17 – Riscos de extrusão. ....	23
Figura 18 – Layout da disposição dos tarugos na câmara de resfriamento e identificação dos pontos de colocação dos termopares para acompanhamento do resfriamento. ....	25
Figura 19 – Esquema de retirada de amostras da bolacha de tarugo de 9" da liga 6082 para o ensaio de resfriamento após a homogeneização. ....	27
Figura 20 – Curvas de resfriamento das regiões da câmara de resfriamento. ....	30
Figura 21 – Micrografia dos tarugos após homogeneização e resfriados na câmara (aumento de 1000X): a) tarugo 13, agulhas de até 4 $\mu\text{m}$ e b) tarugo 18, agulhas de até 7 $\mu\text{m}$ . ....	31
Figura 22 – Curvas de resfriamento dos tarugos sobrepostas ao diagrama TTT de formação dos precipitados de magnésio-silício. Nota-se que no tarugo 13 há a precipitação a partir de $\beta'$ e no tarugo 18 há a formação direta do precipitado $\beta$ estável. A linha mais grossa representa o resfriamento ideal de 5,5°C. ....	32
Figura 23 – Acabamento superficial dos perfis extrudados: a) a partir do tarugo 13, bom acabamento e b) a partir do tarugo 18, riscos e pick-ups. ....	33

Figura 24 – Microestrutura dos perfis (aumento de 1000X) produzidos a partir do tarugo 13 (zona fria): (a) perfil solubilizado, (b) perfil envelhecido; e tarugo 18 (zona quente): (c) perfil solubilizado, (d) perfil envelhecido.....	34
Figura 25 – Curvas de resfriamento dos corpos de prova. ....	35
Figura 26 – Micrografia das amostras homogeneizadas em laboratório (aumento de 1000X): .....	36
Figura 27 – Evolução do comprimento das agulhas de magnésio-silício com a variação da taxa de resfriamento após a homogeneização. Nota-se uma mudança de padrão para resfriamentos abaixo de 5,5°C/min.....	37
Figura 28 – As curvas de resfriamento das amostras 1, 2, 3 e 4 cortam o diagrama TTT de formação dos precipitados de magnésio-silício na região de formação de $\beta'$ , enquanto as curvas de resfriamento das amostras 5, 6 e 7 interceptam o diagrama na região de formação de $\beta$ .....	38
Figura 29 – Evolução dos precipitados no tratamento a 460°C (aumento 1000X): a) amostra 1 resfriada a taxa de 16,9°C/min após homogeneização, b) amostra 1 após tratamento a 460°C por 5 minutos, c) amostra 6 resfriada a taxa de 2,7°C/min e d) amostra 6 após tratamento a 460°C por 5 minutos.....	39
Figura 30 – Evolução dos precipitados após tratamento a 530°C (aumento 1000X): a) amostra 7 resfriada a 2°C/min e b) amostra 7 após tratamento a 530°C por 5 minutos. ....	40
Figura 31 – Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio. ....	45

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição e propriedades físicas da liga 6082.....	3
Tabela 2: Propriedades mecânicas da liga 6082 submetida a diferentes tratamentos térmicos.....	3
Tabela 3 - Comparação das propriedades de diferentes ligas e tratamentos térmicos. .	4
Tabela 4 - Composição de diferentes ligas da série 6000.....	7
Tabela 5 - Temperatura de homogeneização de diferentes tipos de ligas de alumínio	12
Tabela 6 – Definições de têmperas T.....	47

## SUMÁRIO

<b>1. Introdução</b> .....	<b>2</b>
<b>2. Revisão bibliográfica</b> .....	<b>3</b>
2.1. A liga 6082 .....	3
2.2. Elementos de liga Magnésio e Silício.....	5
2.3. Ciclo térmico no processamento de ligas da série 6000 .....	8
2.3.1. Solidificação.....	8
2.3.2. Homogeneização .....	12
2.3.3. Resfriamento após a homogeneização .....	16
2.3.4. Pré Aquecimento .....	17
2.3.5. Extrusão .....	19
2.3.6. Solubilização e Envelhecimento.....	20
2.4. Defeitos superficiais relacionados aos precipitados.....	22
<b>3. Objetivo</b> .....	<b>24</b>
<b>4. Materiais e Métodos</b> .....	<b>25</b>
4.1. Processo industrial .....	25
4.2. Simulação do resfriamento após a homogeneização.....	26
4.3. Dissolução dos precipitados.....	28
4.4. Análise Metalográfica .....	29
<b>5. Resultados e Discussão</b> .....	<b>30</b>
5.1. Taxa de resfriamento dos tarugos no processo atual.....	30
5.2. Perfil Envelhecido.....	34
5.3. Simulação do resfriamento após a homogeneização.....	35
5.4. Dissolução dos precipitados.....	39
<b>6. Conclusão</b> .....	<b>41</b>
<b>REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>42</b>
<b>LITERATURA DE APOIO</b> .....	<b>43</b>
<b>Anexo 1: Classificação e nomenclatura das ligas de alumínio</b> .....	<b>44</b>
<b>Anexo 2: Classificação e nomenclatura dos tratamentos térmicos</b>	<b>46</b>

## 1. Introdução

Nos últimos anos, o alumínio vem tendo destaque significativo em aplicações estruturais e na construção civil. Este fato se dá pela utilização de ligas endurecíveis por precipitação que podem atingir limites de resistência próximos ao de um aço comum para aplicação estrutural (300MPa). O diferencial das ligas de alumínio está em possibilitar a aliança desta resistência mecânica a uma baixa densidade, elevada resistência a corrosão e boa aparência, o que dispensa acabamentos ou recobrimentos.

O principal processo envolvido na fabricação destes elementos estruturais é a extrusão, onde grandes perfis podem gerar vergalhões, tubos, caixilhos, e diversos outros produtos que possuam uma seção constante, de forma barata e com alta produtividade.

As ligas mais comumente utilizadas nesta área são as ligas da série 6000, que possuem em sua composição principalmente silício e magnésio. Estas ligas quando envelhecidas formam precipitados, que em pequenos tamanhos ( $<0,1\mu\text{m}$ ) promovem o aumento da resistência mecânica.

Precipitados, quando formados durante o processamento prévio à extrusão, além de interferirem nos parâmetros de extrusão, podem interferir na qualidade do produto extrudado.

Este trabalho estuda a evolução dos precipitados contendo magnésio e silício na liga 6082 antes da extrusão e busca uma relação com as propriedades e especialmente com a qualidade superficial do perfil extrudado.

## 2. Revisão bibliográfica

### 2.1. A liga 6082

A liga 6082 pertence à série 6000 das ligas de alumínio (Classificação e Nomenclatura das Ligas de Alumínio – Anexo 1), e foi especialmente desenvolvida para aplicações estruturais, incluindo vergalhões, barras, tubos e perfis. As faixas de composição bem como algumas propriedades físicas da liga são apresentadas na Tabela 1 (Alcoa, 1997). Ela possui excelentes propriedades físicas na condição de tempera T6 (classificação de temperas – Anexo 2). A Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas da liga 6082 submetida a diferentes tratamentos térmicos (Alcoa, 1997).

Tabela 1 - Composição e propriedades físicas da liga 6082.

Alloy 6082 Chemical Analysis		Liquidus Temperature: 660°C							Solidus Temperature: 570°C		Density: 2,68 g/cm <sup>3</sup>
Percent Weight		Elements									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Others Each	Others Total	Aluminum
Minimum	.7	—	—	.4	.6	.04	—	—	—	—	
Maximum	1.3	.50	.10	1.0	1.2	.15	.20	10	.05	15	Remainder

Coefficient of Linear Expansion (20° to 100°C) = 0,039 mm/m°C

Electrical Conductivity for 6082-T6 (at 20°C) = 46.6% IACS

Tabela 2: Propriedades mecânicas da liga 6082 submetida a diferentes tratamentos térmicos.

Standard Tempers	Specified Section or Wall Thickness <sup>2</sup> Inches (mm)		Tensile Strength (ksi)				Elongation Percent min. in 2 inch or 4 Ø <sup>3</sup>	Typical Brinell Hardness (500 Kg Load/ 10 mm ball)	Typical Ultimate Shearing Strength (ksi)
			Ultimate		Yield (0.2% Offset)				
			Min.	Max.	Min.	Max.			
F	All		No Properties Required						
O	—	7.875 in. (200 mm)	—	24.0 (160 MPA)	—	16.0 (110 MPA)	14	40-50	NA
T4	—	7.875 in. (200 mm)	30.0 (205 MPA)	—	16.0 (110 MPA)	—	14	60-70	25 (178 MPA)
T5	—	7.875 in. (200 mm)	40.0 (270 MPA)	—	34.0 (230 MPA)	—	5	NA	NA
T6	—	.196 in. (5 mm)	43.0 (295 MPA)	—	37.0 (250 MPA)	—	8	90-100	31 (218 MPA)
	—	.197 in. (>.5 mm)	45.0 (310 MPA)	—	38.0 (260 MPA)	—	10	90-100	31 (218 MPA)
	—	.965 in. (>25 mm)	45.0 (310 MPA)	—	38.0 (260 MPA)	—	8	90-100	31 (218 MPA)
	—	5.706 in. (>150 mm)	41.0 (280 MPA)	—	35.0 (240 MPA)	—	6	90-100	31 (218 MPA)
	—	7.876 in. (>200 mm)	40.0 (270 MPA)	—	29.0 (200 MPA)	—	6	90-100	31 (218 MPA)

Esta liga também possui boas características para a utilização em estruturas, como excelente resposta à anodização, soldabilidade, brazeabilidade e resistência à corrosão, além de possuir boa forjabilidade e usinabilidade.

A Tabela 3 apresenta uma comparação destas propriedades mencionadas entre algumas das principais ligas para extrusão sujeitas a diferentes tratamentos térmicos (Alcoa, 1997).

Tabela 3 - Comparação das propriedades de diferentes ligas e tratamentos térmicos.

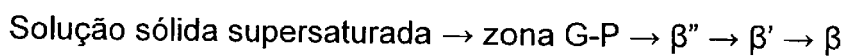
Alloy	Temper	Formability		Machinability	General Corrosion Resistance	Weldability (Arc with Inert Gas)	Brazeability	Anodizing Response	
		Low	High						D
6062	-O	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	N/A	
6062	-T4	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	
6062	-T5	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	
6062	-T6	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	
6061	-O	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	N/A	
6061	-T1, -T4	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	
6061	-T6, -T6511, -T4511	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	
6061	-T6H, -T63, -T6511H, -T6511C	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	
6061	-T6S2, -T8S10	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	N/A	
6061	-T6S9, -T8S10	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	N/A	
6061	-T51	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	N/A	
6063	T5, -T52	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	
6063	T6	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	
6262	-T6, -T6511	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	██████████	

Relative: A=Excellent B=Good C=Fair D=Poor

## 2.2. Elementos de liga Magnésio e Silício

A liga 6082 é uma liga termicamente tratável, ou seja, que adquire suas melhores propriedades mecânicas através do mecanismo de endurecimento por precipitação. Por se tratar de uma liga da série 6000, seus elementos chave para que este fenômeno ocorra são magnésio e silício.

A precipitação dos compostos formados por magnésio e silício segue a sequência (Mondolfo, 1976):



A partir da solução sólida supersaturada formam-se regiões de concentração dos elementos magnésio e silício, porém ainda mantendo a mesma estrutura da matriz, são as chamadas zonas de Guinier-Preston (zona G-P).

Esta concentração leva a precipitação de  $\beta''$ . Este possui estrutura monoclinica e é coerente com a matriz. Os precipitados  $\beta''$  possuem composição estequiométrica  $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ , e geralmente aparecem em formas alongadas, de 0,016 a 0,2  $\mu\text{m}$  de comprimento e  $1,5 \times 10^{-4}$  a  $6 \times 10^{-4}$   $\mu\text{m}$  de diâmetro e são os responsáveis pelo aumento de resistência mecânica obtidos no envelhecimento (Mondolfo, 1976) (Zandbergen H. W., 1997).

Estas agulhas crescem tornando-se bastonetes, ou eventualmente plaquetas  $\beta'$  de estrutura semi coerente com a matriz. O pico de dureza é alcançado imediatamente antes da formação das plaquetas. O tamanho máximo destas partículas antes do início da perda de resistência é estimado em 0,03  $\mu\text{m}$ , que é 10 vezes menor que em outras ligas endurecíveis por precipitação (Mondolfo, 1976).

O precipitado de equilíbrio  $\beta$  formado a partir de  $\beta'$  é geralmente representado pela relação estequiométrica  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Nesta relação, o corte do diagrama ternário Al-Mg-Si fornece o pseudo-binário Al- $\text{Mg}_2\text{Si}$  (Figura 1) (Mondolfo, 1976).

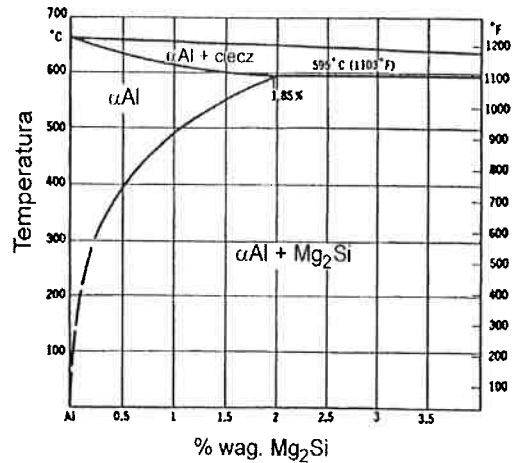
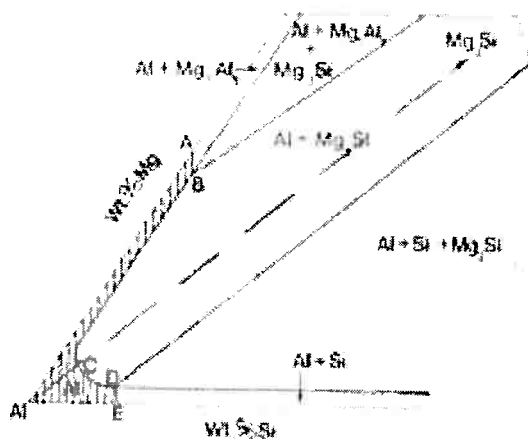


Figura 1 - Seção pseudo-binária do diagrama ternário Al-Mg-Si na relação estequiométrica Mg:Si=2.

O precipitado de equilíbrio  $\beta$  tem estrutura cúbica e é não coerente com a matriz (Mondolfo, 1976).  $\beta$  (Figura 2) é nucleada na interface da matriz com a fase  $\beta'$ , e cresce a custa de  $\beta'$  formando agulhas alguns microns de comprimento (Mondolfo, 1976).

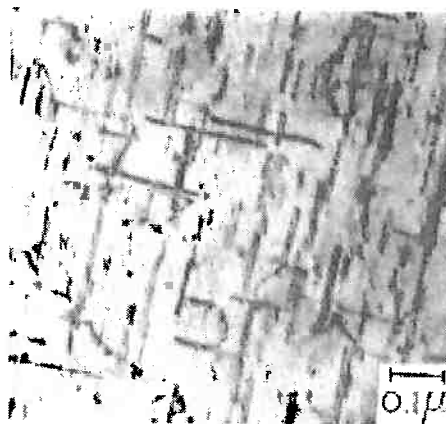


Figura 2 - Liga de Al-1,3%Mg<sub>2</sub>Si endurecida por precipitação pelo envelhecimento por 24 horas a 160°C e reauecida 15 minutos a 275°C; estrutura mostra agulhas grosseiras dos precipitados  $\beta$ .

A Tabela 4 mostra que a liga 6082 possui teores de silício e magnésio mais elevados que outras ligas da mesma família, comumente utilizadas no processo de extrusão. Estes teores elevados propiciam a obtenção de uma maior fração volumétrica de precipitados de magnésio-silício, responsáveis pelo aumento da

resistência mecânica. Por isto esta liga é própria para aplicações estruturais, sujeitas a altas tensões.

Tabela 4 - Composição de diferentes ligas da série 6000.

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Bi	Pb	Limites*		Al
											Each	Total	
6005	0.6-0.9	0.35	0.10	0.10	0.40-0.6	0.10	0.10	0.10			0.05	0.15	Restante
6005A	0.50-0.9	0.35	0.30	0.50	0.40-0.7	0.30	0.20	0.10			0.05	0.15	Restante
6060	0.30-0.6	0.10-0.30	0.10	0.10	0.35-0.6	0.5	0.15	0.10			0.05	0.15	Restante
6061	0.40-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	0.15			0.05	0.15	Restante
6063	0.20-0.6	0.35	0.10	0.10	0.45-0.9	0.10	0.10	0.10			0.05	0.15	Restante
6082	0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-1.0	0.60-1.2	0.04-0.15	0.20	0.10			0.05	0.15	Restante
6162	0.40-0.8	0.50	0.20	0.10	0.7-1.1	0.10	0.25	0.10			0.05	0.15	Restante
6262	0.40-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.04-0.14	0.25	0.15	0.40-0.7	0.40-0.7	0.05	0.15	Restante
6351	0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-0.8	0.40-0.8		0.20	0.20			0.05	0.15	Restante

\*Esta coluna lista os limites aplicados para todos os elementos não classificados nas demais colunas.

Algumas variáveis metalúrgicas como fração volumétrica de precipitados, taxa de resfriamento, trabalho a frio e temperatura de envelhecimento, têm grande influência no endurecimento da liga. O máximo endurecimento é obtido com concentração de Mg e Si levemente acima do limite de solubilidade. O trabalho a frio acelera o processo de envelhecimento e reduz o endurecimento, mas com uma deformação suficiente, a perda no envelhecimento pode ser mais que compensada pelo encruamento (Mondolfo, 1976).

## 2.3. Ciclo térmico no processamento de ligas da série 6000

Durante seu processamento, as ligas da série 6000 passam por diversos processos nos quais há mudança de temperatura. Estas mudanças alteram a microestrutura das ligas e afetam seus precipitados, principalmente os precipitados de magnésio-silício.

Para entender a evolução destes precipitados deve-se, portanto conhecer todas as etapas deste processamento, bem como o ciclo térmico exercido por elas. A Figura 3 descreve esquematicamente as etapas deste ciclo térmico.

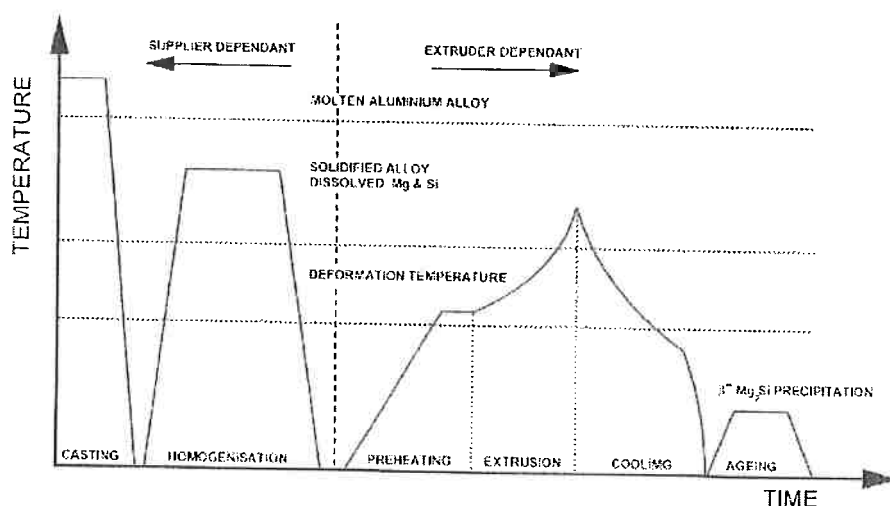


Figura 3 – Ciclo térmico do processamento das ligas da série 6000.

### 2.3.1. Solidificação

O processo de produção das ligas de alumínio usadas para extrusão é o lingotamento contínuo (ou semi-contínuo).

Durante o lingotamento contínuo, o alumínio líquido é vazado dentro de um ou mais moldes montados sobre uma mesa, esta acoplada a um pistão hidráulico. Enquanto o metal passa por estes moldes, o metal é solidificado em dois estágios. O primeiro envolve a solidificação do alumínio nas paredes refrigeradas do molde. Isto faz com que seja formada uma casca solidificada ao redor de um núcleo ainda fundido.

Ao mesmo tempo em que a casca é formada, o pistão baixa a base do molde e a casca entra em contato com uma cortina de água que inicia o segundo estágio da solidificação. Durante o segundo estágio a água retira o calor do tarugo na direção radial, até a completa solidificação do metal.

Este processo pode produzir tarugos de até 7 metros de comprimento, e seu esquema pode ser observado na Figura 4.

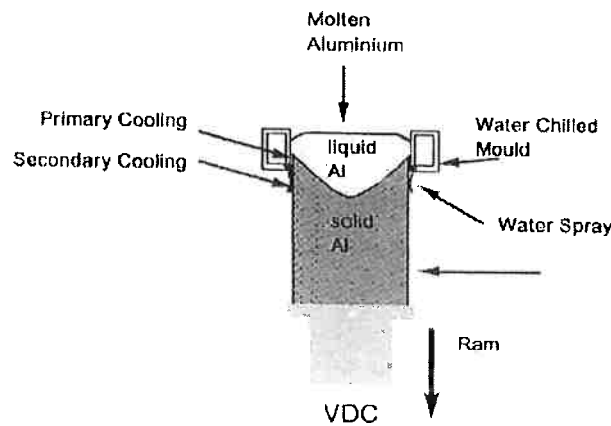


Figura 4 – Esquema do lingotamento contínuo vertical de tarugos para extrusão.

Este processo gera uma estrutura dendrítica, e como a solidificação ocorre de maneira razoavelmente rápida, a composição do sólido apresenta segregação dos elementos de liga, do centro para a periferia das dendritas (Shewmon, 1969), como observada na Figura 5 (Hu, et al., 2010).

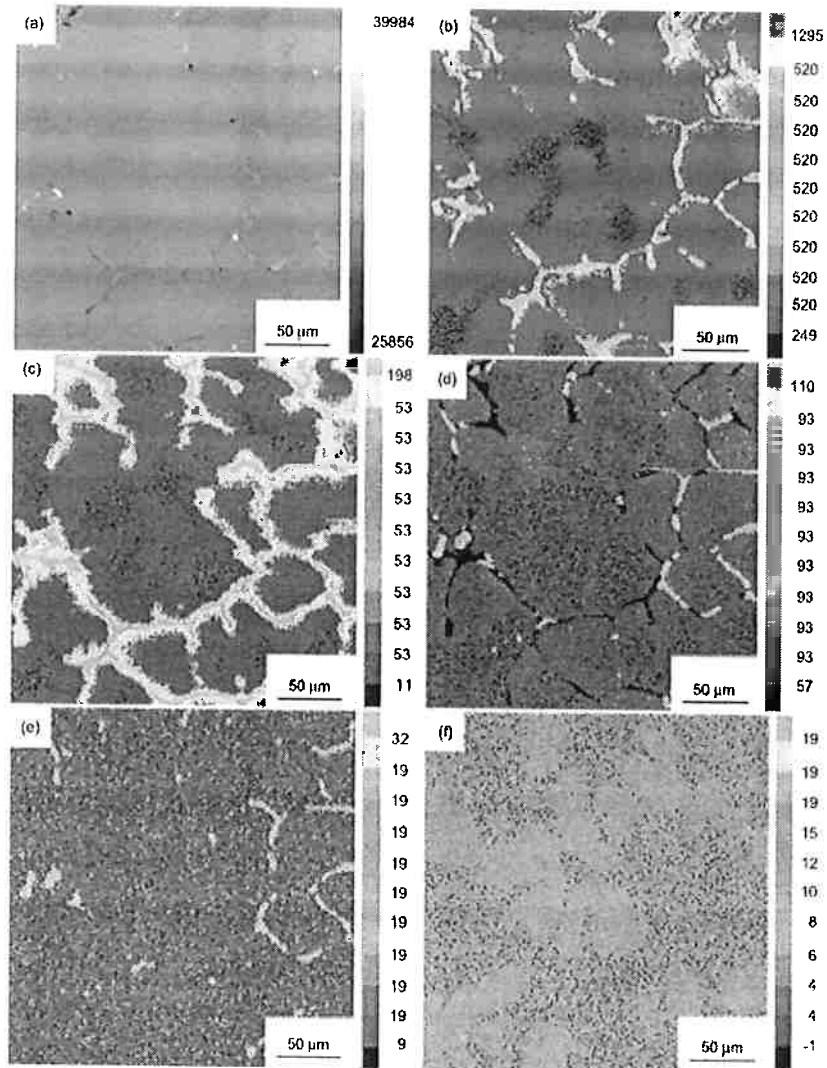


Figura 5 - Mapa de dispersão da liga 6082 bruta de solidificação: (a) imagem em MEV. (b) distribuição de Mg, (c) distribuição de Si, (d) distribuição de Mn, (e) distribuição de Fe, (f) distribuição de Ti.

Esta segregação de elementos pode levar a precipitação de algumas fases na região interdendrítica, como apresentado na micrografia da Figura 6 (Birol, 2004).

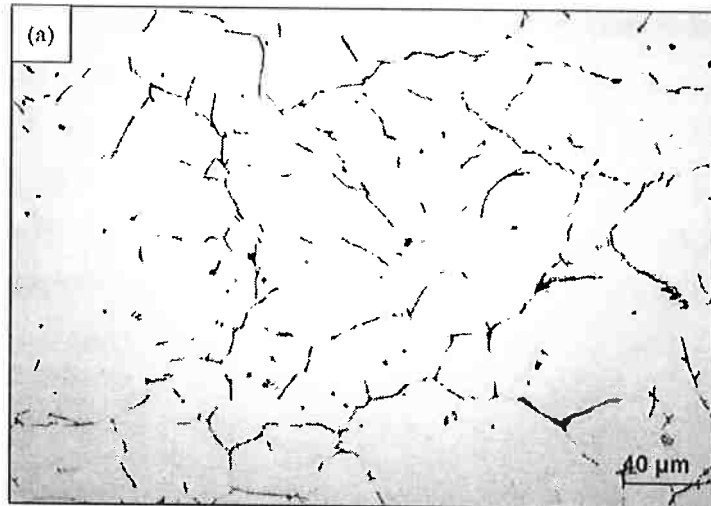


Figura 6 – Microestrutura de tarugo bruto de solidificação. Os grãos são circundados pelo constituinte eutético, formado a partir do último líquido na solidificação.

Além da formação de precipitados, em sua maioria, indesejados, a segregação traz como consequência o fato de que o último líquido a se solidificar possui temperatura *liquidus* mais baixa que o restante do material e, portanto no caso de um reaquecimento da peça, por exemplo, em um tratamento térmico posterior, poderá ocorrer fusão da região do contorno de grão. Esta fusão localizada do contorno recebe o nome de liquação e resulta em intensas distorções dimensionais na peça ou mesmo esboroamento do contorno de grão (S. R. C. de Mello, 2009).

A presença de impurezas tende a agravar o fenômeno, na medida em que as mesmas tendem a segregar durante a solidificação, dos núcleos sólidos para o líquido remanescente, resultando em concentrações elevadas nos contornos de grão, como é o caso do ferro.

### 2.3.2. Homogeneização

A homogeneização é um tratamento térmico a elevadas temperaturas que altera a estrutura bruta de solidificação. Esta tem como função remover ou reduzir a segregação de alguns elementos de liga, produzir estruturas mais estáveis que permitirão posteriormente controlar certas características metalúrgicas como propriedades mecânicas, tamanho de grão e extrudabilidade.

O processo de homogeneização é dependente de duas variáveis principais, temperatura e tempo. A temperatura é importante, pois para reduzir a segregação de alguns elementos, é necessário que estes difundam no material, e como o processo de difusão é um processo termicamente ativado, o aumento da temperatura acelera este fenómeno. O tempo é fator importante, pois alguns elementos levam mais tempo que outros para difundirem e, portanto este deve ser adequado para que se atinja o grau de homogeneização desejado.

O tempo de tratamento é variado e depende da liga e das propriedades requeridas no produto final. Em geral, o processo de homogeneização varia de 2 a 6 horas. A temperatura de homogeneização para cada tipo de liga é fornecida na Tabela 5 (Carmo Perrella, 1997).

Tabela 5 - Temperatura de homogeneização de diferentes tipos de ligas de alumínio

<b>Grupo de ligas</b>	<b>Temperatura (°C)</b>
Alumínio comercialmente puro	535
Alumínio – Cobre	480
Alumínio – Manganês	575-625
Alumínio – Silício	450-550
Alumínio – Magnésio	535
Alumínio – Magnésio – Silício	550-590
Alumínio – Zinco – Magnésio – Cobre	420-470

Há dois fatores importantes na homogeneização das ligas da série 6000. O primeiro deles é garantir a máxima solubilização dos elementos Mg e Si, de forma que passem a ter uma distribuição homogênea, e consiga-se um melhor resultado no tratamento posterior de envelhecimento. A distribuição dos elementos Mg e Si são apresentadas pela figura Figura 7.

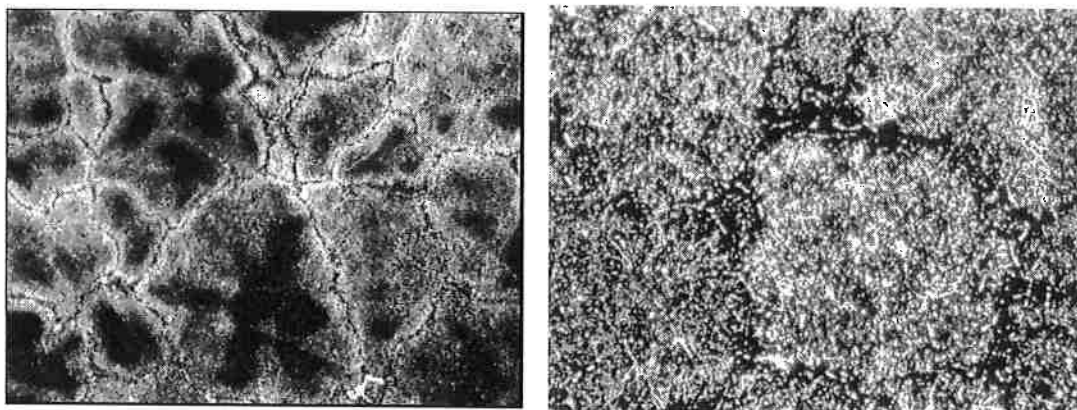


Figura 7 – Micrografia de campo escuro da liga 6082 mostrando a dispersão de Mg e Si antes e depois da homogeneização respectivamente.

Outro fator importante é a transformação de fases intermetálicas dos eutéticos formados nas regiões de contorno de dendrita.

Uma das principais impurezas nas ligas de alumínio da série 6000 é o elemento ferro. Este pode formar duas fases em equilíbrio com o alumínio:  $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$  ( $\alpha$ ) e  $\text{FeSiAl}_5$  ( $\beta$ ), ambas formadas a partir do ferro segregado no contorno (Mondolfo, 1976).

Em ligas com a presença de manganês, pode ser formado o composto intermetálico  $\text{Mn}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ , que apresenta miscibilidade total com o  $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$ . Grande parte do manganês presente no  $\text{Mn}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  pode ser substituído pelo ferro, até a composição de 31%Fe, 1,5%Mn, 8%Si e, portanto em ligas com presença de manganês a fase  $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  é comumente encontrada coexistindo com a fase  $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$  (Mondolfo, 1976).

O composto  $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$ , possui estrutura cristalina hexagonal, e aparece comumente em ligas de alumínio na forma de “escrita chinesa” (chinese script). O intermetálico  $\text{FeSiAl}_5$ , possui estrutura monoclinica, e aparece em ligas de alumínio

na forma de plaquetas que recobrem os contornos de grão (Mondolfo, 1976) (Figura 8).

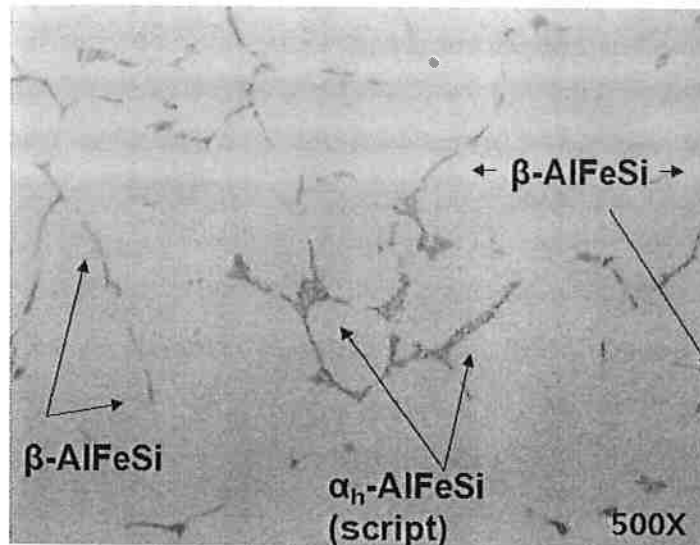


Figura 8 – AlFeSi- $\alpha$  (Escrita Chinesa) e AlFeSi- $\beta$ .

Estas fases, além de roubarem o Si presente na matriz, reduzindo a quantidade disponível para precipitação da fase endurecedora, podem levar a fragilização dos contornos, influenciar na recristalização, ou ainda por serem duras, e se presentes perto da superfície, podem causar riscos ou arrancamentos no perfil durante a extrusão.

A fase  $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$  ( $\alpha$ ) é estável e portanto, não é transformada durante o processo de homogeneização e sua formação deve ser evitada durante a solidificação da liga, aplicando-se uma taxa de resfriamento elevada (Hu, et al., 2010).

Já a fase  $\text{FeSiAl}_5$  ( $\beta$ ) é metaestável, e é transformada em  $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$  ( $\alpha$ ) durante o processo de homogeneização, quebrando sua continuidade nos contornos e adquirindo uma forma mais arredondada e portanto menos deletéria (Figura 9).

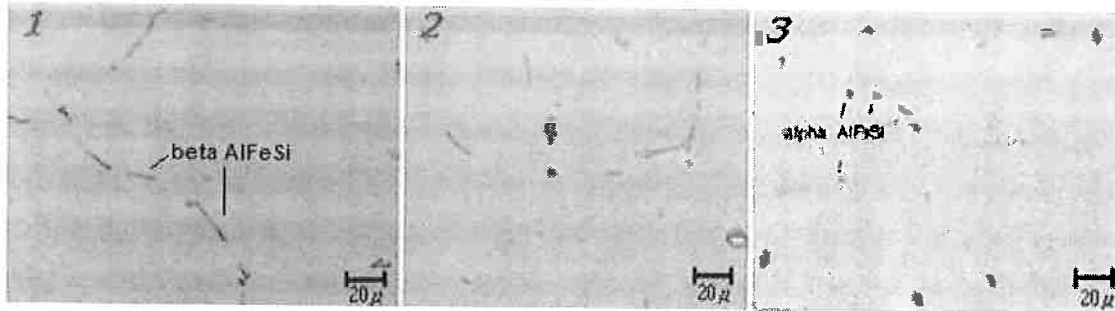


Figura 9 - Esquema do efeito da homogeneização na microestrutura de uma liga de alumínio com precipitados de Al-Fe-Si nos contornos de grão.

O tempo e a temperatura do processo de homogeneização deve portanto ser suficiente para se atingir estes dois objetivos, homogeneizar a distribuição de Mg e Si, e transformar o  $\text{FeSiAl}_5$  ( $\beta$ ) em  $\text{Fe}_2\text{SiAl}_8$  ( $\alpha$ ) como representado na Figura 10 (Carmo Perrella, 1997).

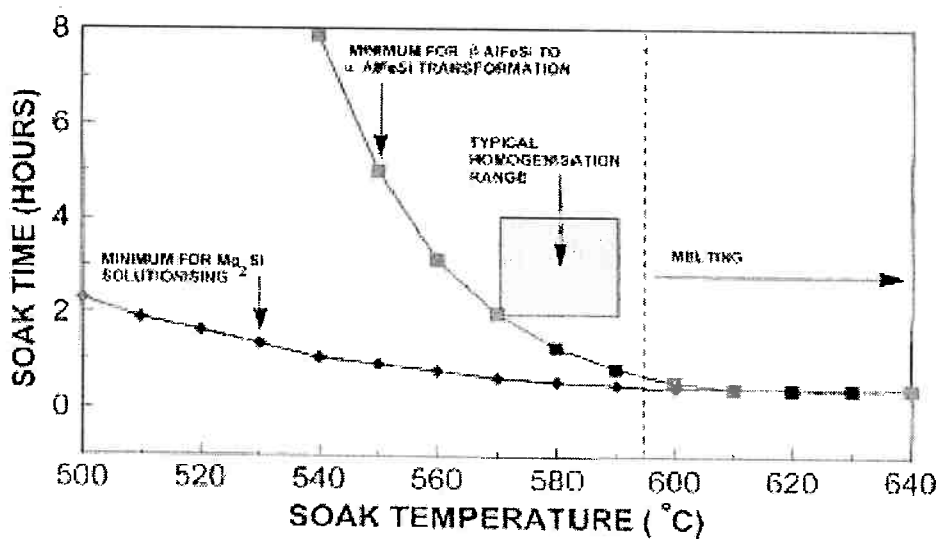


Figura 10 – Temperatura versus tempo de banho na homogeneização de ligas da série 6000.

### 2.3.3. Resfriamento após a homogeneização

Concluído o processo de homogeneização, os tarugos são resfriados. Este resfriamento deve ser controlado, de forma a condicionar a microestrutura formada pela reprecipitação do magnésio e silício que foram dissolvidos.

A precipitação depende da velocidade de resfriamento do tarugo, e pode originar diferentes precipitados de acordo com a curva TTT esquemática apresentada pela Figura 11 (Alcoa, 1997).

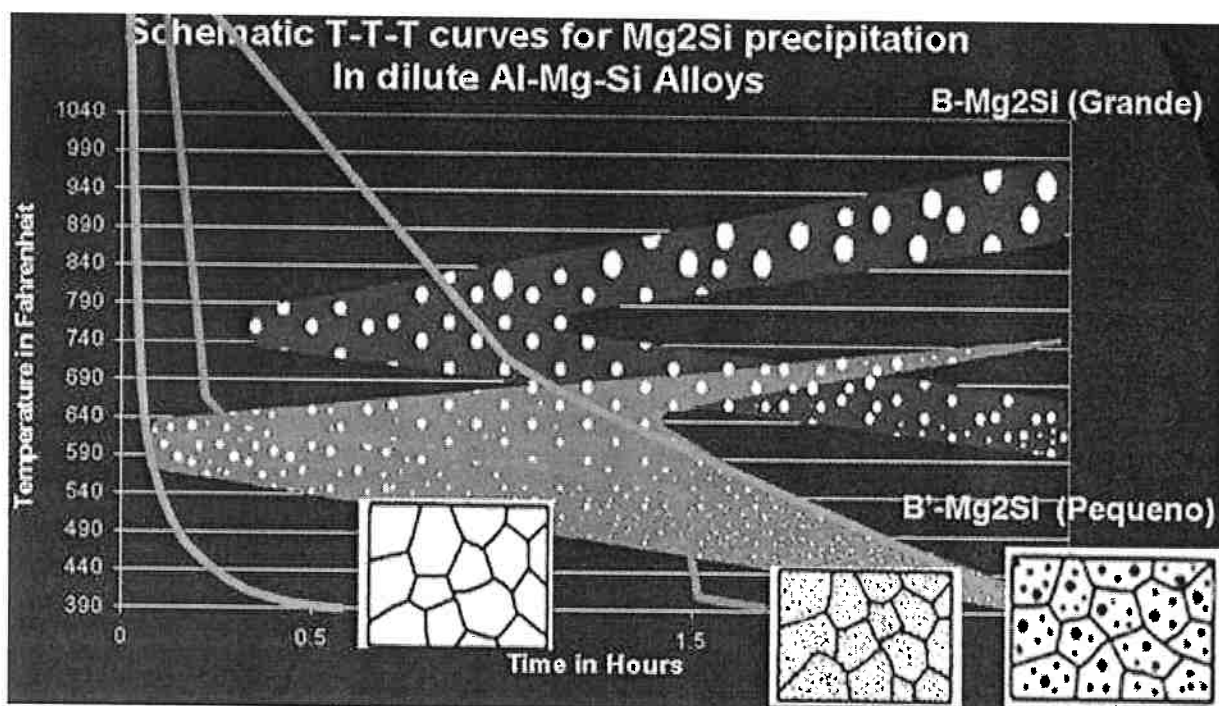


Figura 11 – Diagrama TTT esquemático da formação de precipitados de Mg-Si no resfriamento após a homogeneização.

Um resfriamento lento propicia a formação direta do precipitado estável  $\beta$  (Mg<sub>2</sub>Si), levando a uma microestrutura grosseira. Esta causa diminuição da pressão necessária para extrusão, porém, estes precipitados têm formato de agulhas muito compridas, causando defeitos superficiais e possivelmente perda de resistência mecânica após o envelhecimento do perfil (Carmo Perrella, et al., 1999).

Em um resfriamento mais rápido, a formação de  $\beta$  passa pela zona de formação do precipitado metaestável  $\beta'$ , originando uma microestrutura mais homogeneamente distribuída e com precipitados de tamanhos menores.

A formação de  $\beta$  a partir de  $\beta'$  aumenta a pressão necessária para o início da extrusão, porém promove bom acabamento superficial e melhora as propriedades mecânicas obtidas no envelhecimento (Carmo Perrella, et al., 1999).

Em um caso extremo, em que o resfriamento é muito rápido, a precipitação pode ser suprimida momentaneamente, mantendo os elementos em solução sólida supersaturada.

#### **2.3.4. Pré Aquecimento**

Os tarugos são pré aquecidos para a extrusão para que haja uma diminuição da pressão necessária para a deformação do metal, e com isto possa ser feita a extrusão em uma velocidade maior, mantendo bom acabamento superficial e boas propriedades mecânicas no produto final.

A temperatura de pré aquecimento deve ser suficiente para que, somada a temperatura ganha com o calor liberado na deformação, o metal atinja a temperatura de solubilização dos precipitados de magnésio e silício. Desta forma, pode-se garantir que todo magnésio e silício estejam em solução quando o material deixar a prensa, de forma a se permitir atingir o máximo de resistência mecânica com o tratamento de envelhecimento posterior.

A temperatura comumente utilizada para a homogeneização de ligas da série 6000 está em torno de 450°C (Carmo Perrella, 1997).

Deve-se, no entanto, estar atento a estas temperaturas, para que o material não atinja a temperatura de fusão de eutéticos.

O pré aquecimento pode ser realizado em fornos a gás, ou fornos de indução, com a diferença que em fornos a gás o tarugo pode levar dezenas de minutos para

atingir a temperatura desejada, enquanto que em fornos de indução esta temperatura é atingida em poucos minutos.

O rápido aquecimento por indução fornece pouco tempo para que haja transformação na microestrutura formada após a homogeneização, e a microestrutura deverá conter principalmente precipitados  $\beta'$  e átomos de Mg e Si em solução.

Apesar de exigir maior pressão para extrusão, o aquecimento indutivo evita a formação de precipitados  $\beta$  coalescidos, que são de difícil solubilização, e portanto podem prejudicar o acabamento superficial e as propriedades mecânicas após o envelhecimento. A figura Figura 12 apresenta um esquema da relação entre o aquecimento indutivo e o a gás e a formação de precipitados  $\beta$  (Carmo Perrella, 1997).

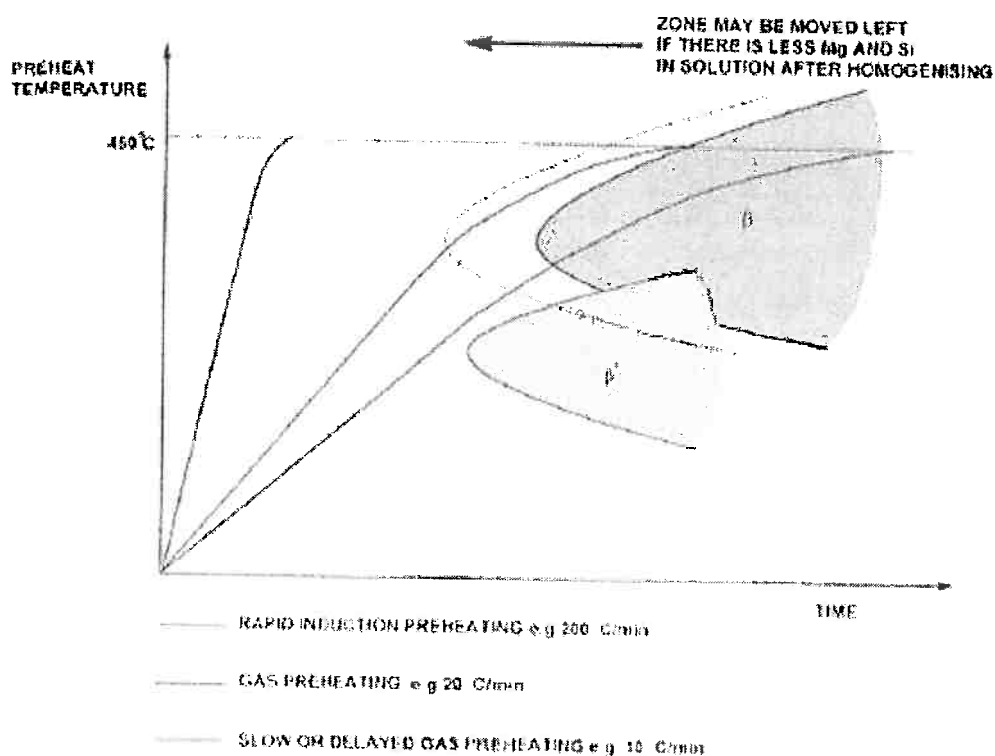


Figura 12 – Gráfico esquemático do pré aquecimento em zonas de formação de precipitados  $\beta$  e  $\beta'$ .

### 2.3.5. Extrusão

As ligas da série 6000 são comumente extrudadas pelo processo de extrusão direta. No processo de extrusão direta, Figura 13, um pistão hidráulico exerce força sobre o tarugo em um recipiente, através da abertura em uma matriz estacionária (Carmo Perrella, 1997).

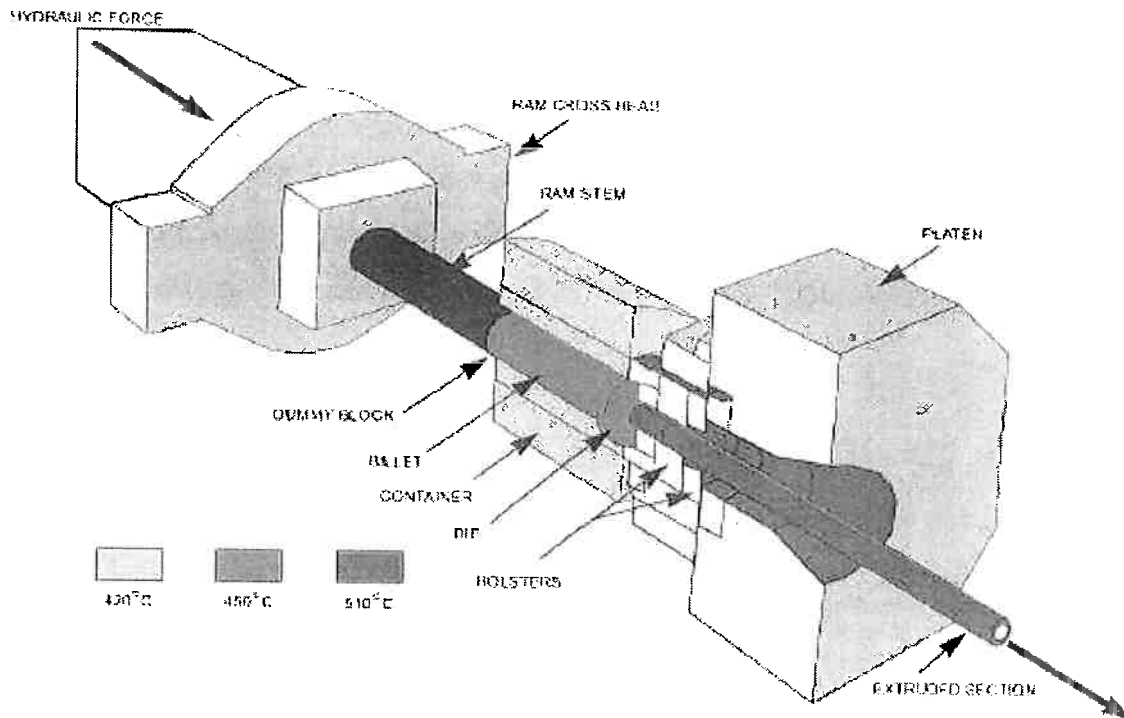


Figura 13 – Esquema do processo de extrusão direta. As temperaturas do tarugo (billet), recipiente (container), matriz (die) e perfil (extruded) são indicadas.

Os tarugos pré aquecidos a 450°C são carregados em um recipiente (420-470°C), empurrado por um pistão hidráulico através de uma matriz com pressão de até 700MPa (Carmo Perrella, 1997).

A temperatura de extrusão está intimamente relacionada à velocidade de extrusão. Maiores temperaturas diminuem a resistência do material e, portanto permitem maiores velocidades de extrusão e maior produtividade. Por outro lado, temperaturas muito elevadas podem levar a defeitos superficiais e fusão de eutéticos. Por último, há a necessidade de temperatura e tempo suficientes para que haja a dissolução do Mg e Si na matriz, a fim de se obter máxima resistência mecânica no envelhecimento. Assim sendo, temos uma janela operacional onde, a

velocidade praticada e a temperatura atingida pelo metal propiciam a produção adequada dos perfis (Figura 14) (Carmo Perrella, 1997).

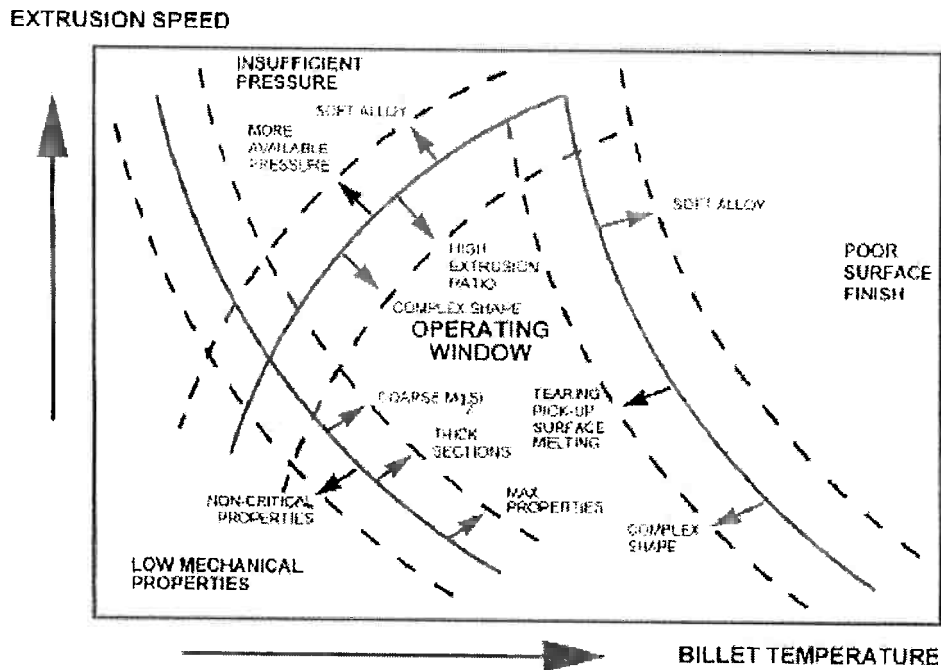


Figura 14 – Diagrama esquemático de janela operacional de extrusão.

### 2.3.6. Solubilização e Envelhecimento

Os tratamentos de solubilização seguido do tratamento de envelhecimento conferem às ligas que respondem a estes, um aumento de sua resistência mecânica.

No processo de solubilização, o metal que deixa a prensa a uma temperatura acima da temperatura de solubilização dos precipitados de Mg e Si (Figura 15) é rapidamente resfriado, geralmente em água, inibindo a precipitação destes elementos e gerando uma solução sólida supersaturada.

Esta condição de supersaturação não é estável, e os elementos constituintes podem se precipitar, aproximando-se da condição de estabilidade pelo processo conhecido como envelhecimento. Em algumas ligas, o envelhecimento pode ocorrer de maneira natural em alguns dias, mesmo a temperatura ambiente, como é o caso

das ligas com tempera T4 (classificação de tratamentos detalhados no [Error! Reference source not found.](#)). Porém a maioria das ligas da série 6000 é envelhecida de maneira artificial (S. R. C. de Mello, 2009).

No processo de envelhecimento artificial, a liga é submetida a um aquecimento controlado, acima da temperatura ambiente e abaixo da temperatura de solubilização por algumas horas. Desta forma, ocorre a precipitação dos elementos na forma de precipitados coerentes  $\beta''$  de forma controlada, potencializando seu efeito endurecedor como mostrado na Figura 15 (S. R. C. de Mello, 2009).

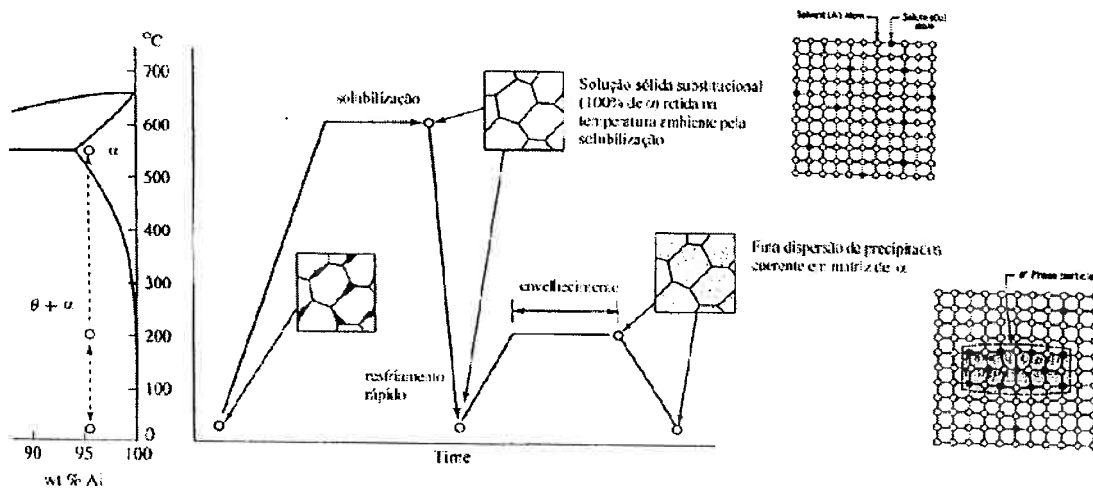


Figura 15 - Ciclo térmico do tratamento de solubilização e envelhecimento.

Entre os efeitos deste tratamento térmico completo estão, um aumento no limite de escoamento e na resistência à tração, e uma redução da ductilidade (S. R. C. de Mello, 2009).

Vale salientar que após um longo tempo de envelhecimento, superior ao do ponto de resistência máxima, os precipitados passam a aumentar seu tamanho, podendo se transformar em precipitados semi-coerentes  $\beta'$  ou ainda não coerentes  $\beta$ , causando uma redução da resistência mecânica. A este efeito dá-se o nome de superenvelhecimento e é geralmente indesejado nas ligas de alumínio (Shewmon, 1969).

## 2.4. Defeitos superficiais relacionados aos precipitados

A presença de precipitados grosseiros, além de prejudicar as propriedades mecânicas do produto extrudado, também é relacionada a ocorrência de alguns defeitos superficiais como arrancamento e riscos de extrusão.

Os arrancamentos (pick-ups) são causados por pequenos pedaços do metal ou de seu óxido que aderem na superfície da matriz de extrusão. Aparecem geralmente na forma de riscos grosseiros que geralmente terminam em um aglomerado elevado de detritos na superfície do perfil Figura 16 (Alcoa, 1997).

A presença de precipitados grosseiros contribui para que o material sofra a aderência na superfície da matriz de extrusão, levando a um agravamento deste defeito.

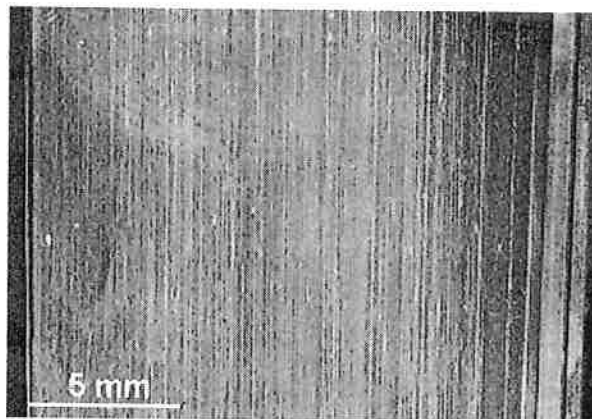


Figura 16 – Arrancamentos (pick-ups).

Os riscos (Figura 17) são causados por irregularidades na superfície da matriz em contato com o perfil. Estas irregularidades são causadas pela constante erosão da matriz pelo contato com o metal, e uma vez que estes riscos tornem-se inaceitáveis, o processo de extrusão deve ser interrompido e superfície da matriz deve ser polida.

Apesar de esta erosão ser um efeito inevitável, precipitados grosseiros contribuem para acelerar este processo e, portanto devem ser evitados, permitindo uma maior vida útil da matriz.

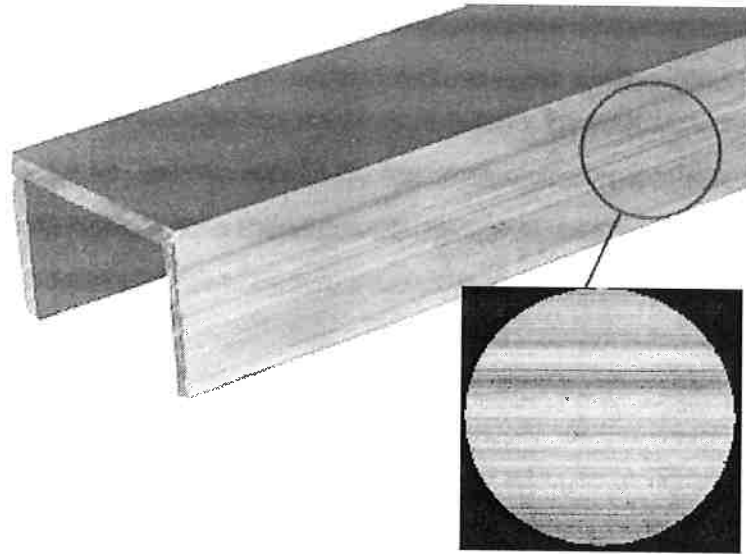


Figura 17 – Riscos de extrusão.

### **3. Objetivo**

Este trabalho tem como objetivo observar e simular a evolução dos precipitados nos processos que antecedem a extrusão de perfis da liga 6082.

Este estudo permite propor soluções para o problema de acabamento superficial em perfis desta liga, encontrado na unidade de Utinga da Alcoa Alumínio S.A., adaptadas às condições atuais da fábrica.

## 4. Materiais e Métodos

### 4.1. Processo industrial

Realizou-se o acompanhamento dos precipitados da liga 6082 formados desde a homogeneização até a extrusão no atual processo de produção de perfis na planta da Alcoa Alumínio S.A..

Para o acompanhamento dos precipitados, selecionou-se uma carga de tarugos de 9 polegadas da liga 6082, todos produzidos a partir da fusão 8U9428B. A carga foi homogeneizada a 570°C com tempo de banho de 2 horas. Após o tratamento a carga foi movida para uma câmara de resfriamento munida de dois ventiladores com spray de água conforme o layout apresentado na Figura 18.

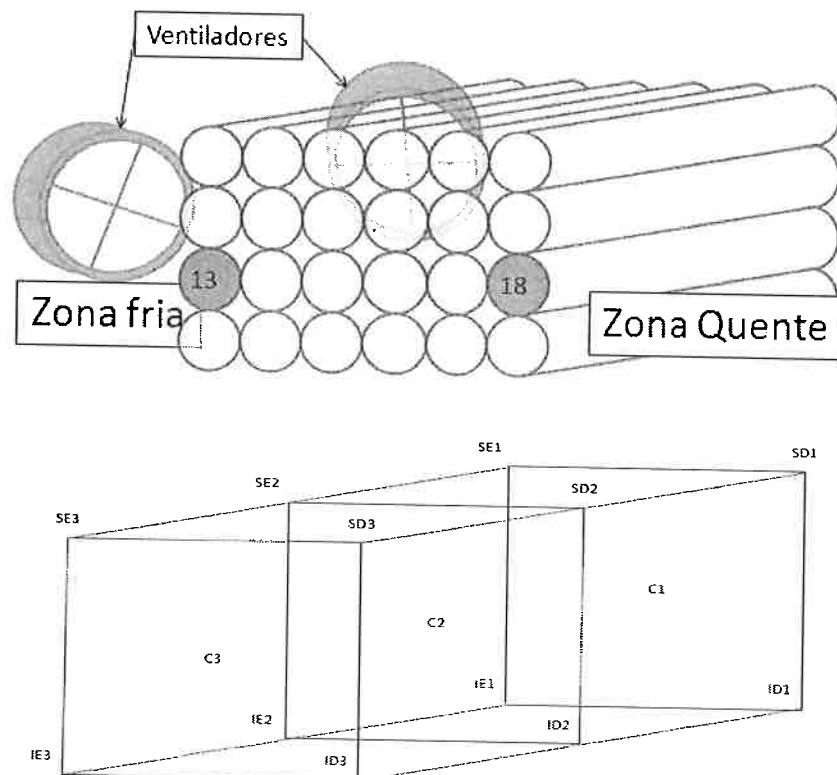


Figura 18 – Layout da disposição dos tarugos na câmara de resfriamento e identificação dos pontos de colocação dos termopares para acompanhamento do resfriamento.

A temperatura da carga foi acompanhada a partir de termopares introduzidos no interior dos tarugos conforme disposição mostrada na Figura 18. Os números 1, 2 e 3 representam diferentes seção ao longo do comprimento dos tarugos. S, I e C representam a parte superior, inferior e central da carga respectivamente. E representa o lado esquerdo da carga, região mais próxima aos ventiladores, e D o lado direito da carga, oposto aos ventiladores.

Após o esfriamento, retirou-se da carga um tarugo da zona resfriada mais rapidamente (tarugo 13 – Zona Fria) e outro da zona resfriada mais lentamente (tarugo 18 – Zona Quente). Análises metalográficas foram realizadas nestes dois tarugos para caracterizar a morfologia dos precipitados.

No processo de extrusão ambos os tarugos foram pré-aquecidos a 460°C em um forno de indução. A temperatura máxima, atingida na saída da prensa, variou de 520 a 540°C, e os perfis foram resfriados submersos em água. Foram realizadas análises metalográficas nestes perfis.

Os perfis foram então envelhecidos a 185°C, durante 2 horas. Nos perfis envelhecidos realizou-se ensaio de tração para avaliação de propriedades mecânicas e análise metalográfica.

#### **4.2. Simulação do resfriamento após a homogeneização**

A fim de se determinar a influência das taxas de resfriamento observadas nos tarugos com o tamanho dos precipitados, realizou-se um ensaio de simulação do resfriamento após o processo de homogeneização, onde a liga completamente solubilizada fosse resfriada a diferentes velocidades.

Para o ensaio, utilizou-se uma amostra da seção de um tarugo (bolacha) de 9 polegadas de diâmetro, da liga 6082, produzido pela refusão da fábrica em condições normais de operação. Desta bolacha foram retiradas amostras conforme descrito pela Figura 19. Estas amostras foram furadas para a introdução de um termopar para a aferição das temperaturas. Analisou-se a microestrutura da seção longitudinal do tarugo.

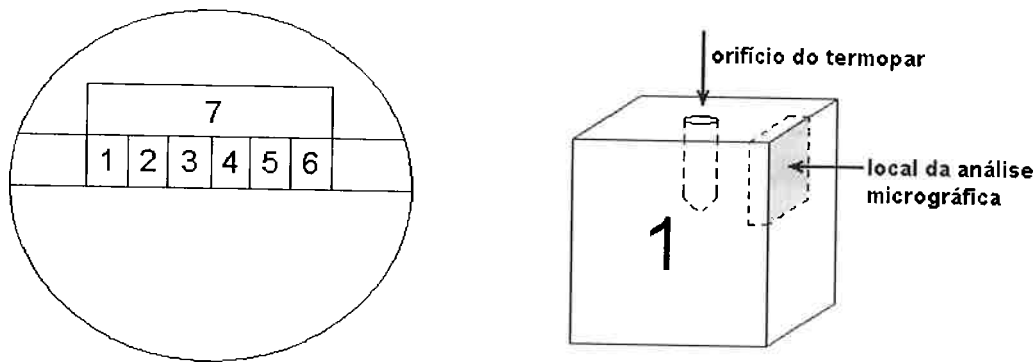


Figura 19 – Esquema de retirada de amostras da bolacha de tarugo de 9" da liga 6082 para o ensaio de resfriamento após a homogeneização.

As amostras foram homogeneizadas em um forno mufla, a temperatura de 570°C e mantidas durante 2 horas, de forma a reproduzir a prática utilizada para a homogeneização dos tarugos na fábrica.

As taxas de resfriamento foram obtidas impondo-se diferentes gradientes de temperatura entre a amostra e o meio ao qual esta foi inserida. Este meio variou desde outro forno a uma determinada temperatura, ao próprio forno no qual a amostra foi homogeneizada, com diferentes graus de abertura de sua porta.

A variação da temperatura foi acompanhada pelo termopar introduzido nas amostras, com coleta de dados em intervalos de 5 minutos.

Realizou-se a análise metalográfica de cada amostra, e verificou-se o tamanho dos precipitados. O máximo comprimento dos precipitados agulhados encontrado em cada amostra foi relacionado com as respectivas taxas de resfriamento.

Considera-se que a formação das agulhas ocorre de maneira significativa apenas para temperaturas acima de 250°C e, portanto a taxa de resfriamento foi considerada como a diferença entre a temperatura de homogeneização e a temperatura de final de formação das agulhas pelo tempo para atingir esta temperatura:

$$Taxa = \frac{T_{inicial} - T_{final}}{t} = \frac{570 - 250}{t_{até 250^\circ C}} = \frac{320}{t_{até 250^\circ C}}$$

### 4.3. Dissolução dos precipitados

Para avaliar a continuidade da existência dos precipitados formados após o processo de homogeneização, realizaram-se dois ensaios em laboratório para simular as etapas do processo em que está envolvido aquecimento da liga.

A primeira delas é o pré aquecimento, onde o tarugo é aquecido a 460°C em um forno de indução. O forno de indução tem capacidade para aquecimento de 3 tarugos enfileirados, e o ciclo de pré aquecimento dura de 5 a 6 minutos. Em torno de 2 minutos para efetivamente atingir a temperatura de 460°C e outros 2 minutos de espera para cada tarugo retirado no início da fila e outro colocado no final.

Para simular as condições da microestrutura do tarugo no pré aquecimento, utilizou-se as amostras 1 e 6 do ensaio de resfriamento, pois estas correspondem as microestruturas obtidas respectivamente na melhor e na pior condição, equivalente as encontradas no dia a dia da fábrica. As amostras foram aquecidas em forno mufla a 460°C, temperatura usualmente usada para pré aquecimento de tarugos da liga 6082 para extrusão, e mantidas durante 5 minutos, que equivale ao tempo em que o tarugo permanece a esta temperatura antes de ser extrudado. Para preservar a microestrutura, as amostras foram resfriadas em água a temperatura ambiente.

A segunda etapa que envolve aquecimento é durante o processo de extrusão, onde a deformação imposta ao material gera calor, que aquece o tarugo enquanto este é transformado em perfil. A temperatura máxima atingida pelo material é obtida na saída da ferramenta de extrusão, e varia de 520 a 540°C. Logo após, o perfil é esfriado em água até a temperatura ambiente.

Para simular a dissolução de precipitados durante a extrusão, utilizou-se a amostra 7 do ensaio de velocidade de resfriamento. A amostra foi dividida em amostras menores, e estas colocadas no forno mufla a 530°C e retiradas em diferentes tempos. Embora não haja a componente de deformação, em que os precipitados são quebrados, este experimento fornece uma idéia da velocidade de dissolução.

Todas as amostras retiradas tiveram seus precipitados analisados por metalografia óptica.

#### **4.4. Análise Metalográfica**

As análises metalográficas realizadas em todas as amostras seguiram o mesmo roteiro de preparação.

Uma alíquota da amostra foi cortada e embutida em baquelite. A amostra embutida foi lixada com lixas d'água de carbeto de silício de granulometrias 100, 200, 400 e 600#, lubrificada com água.

A amostra lixada foi polida em politriz automática com velocidade de 30 rpm, inicialmente com fluido para polimento de metais, "Brasso", durante 15 minutos com uma carga aplicada de 2,5 kg e em seguida com uma suspensão de sílica coloidal durante 5 minutos com aplicação de uma carga de 1 kg e 5 minutos com carga de 0,5 kg.

As amostras polidas foram atacadas com solução de ácido fluorídrico 0,5% de 5 a 10 segundos.

A análise da microestrutura das amostras foi feita em microscópio ótico, com aumentos de 50, 100, 200, 500 e 1000 vezes de aumento, e as imagens foram capturadas por câmera acoplada ao microscópio e gerenciadas pelo software QualiView em computador.

O tamanho dos precipitados foi avaliado tanto no próprio microscópio por meio da ocular com régua, como por medição no software.

## 5. Resultados e Discussão

### 5.1. Taxa de resfriamento dos tarugos no processo atual

A fim de se observar os precipitados formados no processo atual de produção de perfis e relacioná-los com a qualidade da superfície do perfil extrudado, acompanhou-se a evolução da microestrutura da liga 6082 durante o processo fabril.

Observa-se nas curvas levantadas após a homogeneização, na Figura 20, que há uma grande variação da taxa de resfriamento no interior da carga de acordo com a posição em relação aos ventiladores. Os tarugos mais próximos aos ventiladores sofrem maior influência do spray de água e, portanto têm taxa de resfriamento consideravelmente maior que os tarugos do outro lado da carga. Desta forma, evidencia-se que as gotículas de água têm grande dificuldade de atravessar a carga e, portanto praticamente não atingem os tarugos no lado oposto.

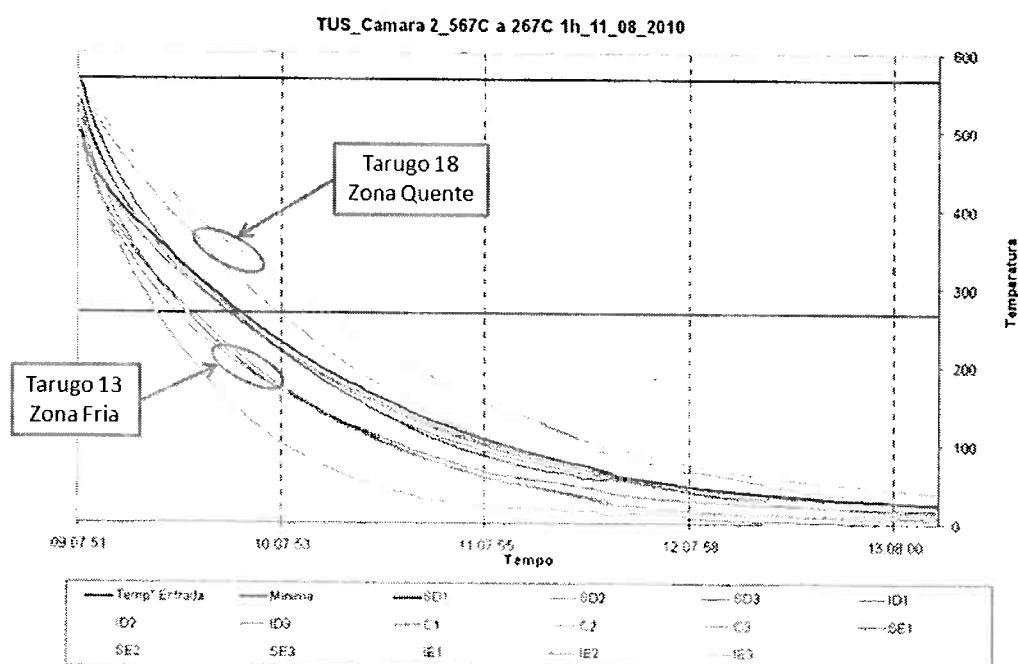


Figura 20 – Curvas de resfriamento das regiões da câmara de resfriamento.

Observa-se pelas micrografias apresentadas na Figura 21, que tanto os tarugos resfriados mais rapidamente quanto os tarugos resfriados mais lentamente apresentam baixíssima quantidade de escrita chinesa, além de ambos apresentarem boa transformação de  $\text{AlFeSi}\beta$  para  $\text{AlFeSi}\alpha$  nos contornos.

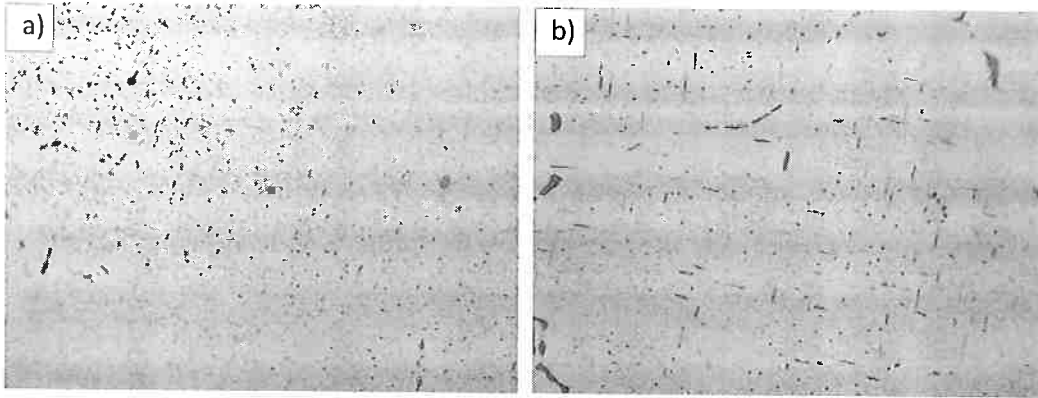


Figura 21 – Micrografia dos tarugos após homogeneização e resfriados na câmara (aumento de 1000X): a) tarugo 13, agulhas de até 4  $\mu\text{m}$  e b) tarugo 18, agulhas de até 7  $\mu\text{m}$ .

A microestrutura apresentada pela análise dos tarugos (Figura 21) ainda revela que os precipitados de Mg e Si surgem na forma de agulhas, e seu tamanho é maior nos tarugos que foram resfriados mais lentamente.

Para caracterizar-se o tamanho dos precipitados durante todo o estudo, tomou-se como referência o comprimento máximo encontrado entre os precipitados agulhados. Temos então que os precipitados formados no tarugo 13 (zona fria) têm comprimento máximo de 4  $\mu\text{m}$ , e os formados no tarugo 18 (zona quente) possuem comprimento de até 7  $\mu\text{m}$ .

Sobrepondo-se as curvas de resfriamento obtidas no resfriamento da carga com o diagrama TTT de formação dos precipitados de magnésio-silício (Figura 22), observa-se que o tarugo 13, o qual obteve taxa de resfriamento de aproximadamente 10°C/min, cruza a região de formação da fase  $\beta'$  metaestável. Já o tarugo 18, que obteve taxa de resfriamento de aproximadamente 4°C/min, cruza o diagrama na região de formação direta de  $\beta$  estável. Observa-se também que o resfriamento representado pela linha mais grossa ocorre a uma taxa de 5,5°C/min, que é aproximadamente transição entre a formação dos precipitados  $\beta'$  e  $\beta$ .

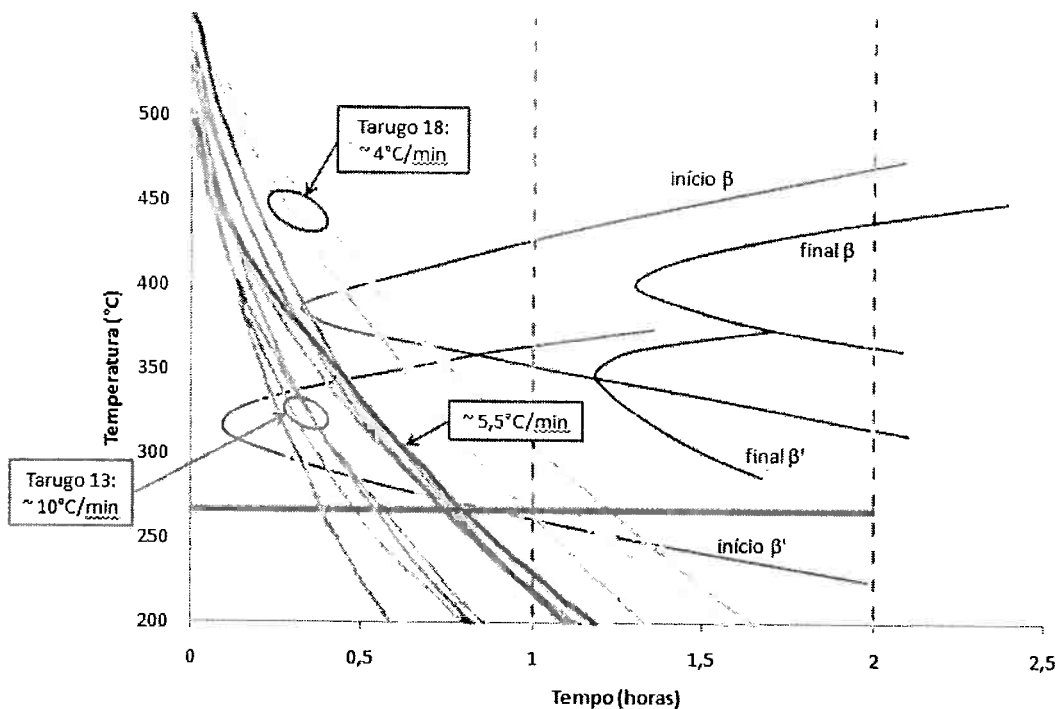


Figura 22 – Curvas de resfriamento dos tarugos sobrepostas ao diagrama TTT de formação dos precipitados de magnésio-silício. Nota-se que no tarugo 13 há a precipitação a partir de  $\beta'$  e no tarugo 18 há a formação direta do precipitado  $\beta$  estável. A linha mais grossa representa o resfriamento ideal de  $5,5^\circ\text{C}$ .

Como  $\beta'$  apresenta estrutura semi-coerente com a matriz, este é de mais fácil nucleação e, portanto pode gerar mais precipitados. Como  $\beta$  forma-se a partir de  $\beta'$ , a microestrutura final apresenta agulhas menores e mais homogêneas distribuídas. Já  $\beta$ , que possui estrutura não coerente com a matriz, precipitando diretamente, tem dificuldades em formar núcleos, e por isto poucas agulhas são formadas, e estas tendem a crescer mais.

Os perfis produzidos a partir do tarugo 13, com precipitados menores, apresentaram acabamento superficial dentro do padrão de qualidade, já os perfis produzidos a partir do tarugo 18 apresentaram incidência de defeitos consideravelmente maior (Figura 23).

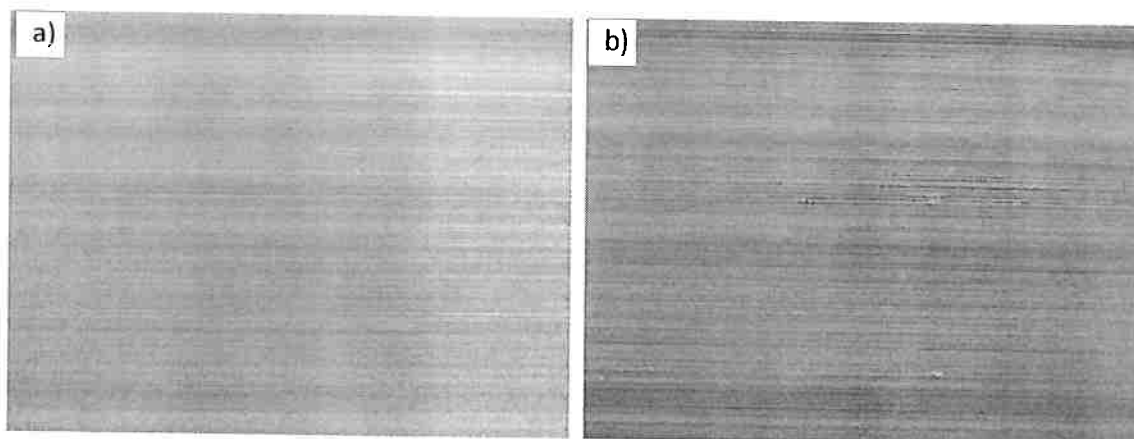


Figura 23 – Acabamento superficial dos perfis extrudados: a) a partir do tarugo 13, bom acabamento e b) a partir do tarugo 18, riscos e pick-ups.

A partir destes resultados, pode-se relacionar o tamanho dos precipitados agulhados com a existência de defeitos na superfície dos perfis extrudados, embora não se possa afirmar com certeza o mecanismo que cause tais defeitos.

## 5.2. Perfil Envelhecido

Não foram evidenciadas diferenças de microestrutura nos perfis produzidos a partir dos tarugos 13 e 18, tanto na condição de solubilizados quanto na condição de envelhecidos (Figura 24). Observa-se que ambos os perfis têm os precipitados quase que completamente solubilizados na saída da prensa, e apresentam precipitação igualmente fina no processo de envelhecimento.

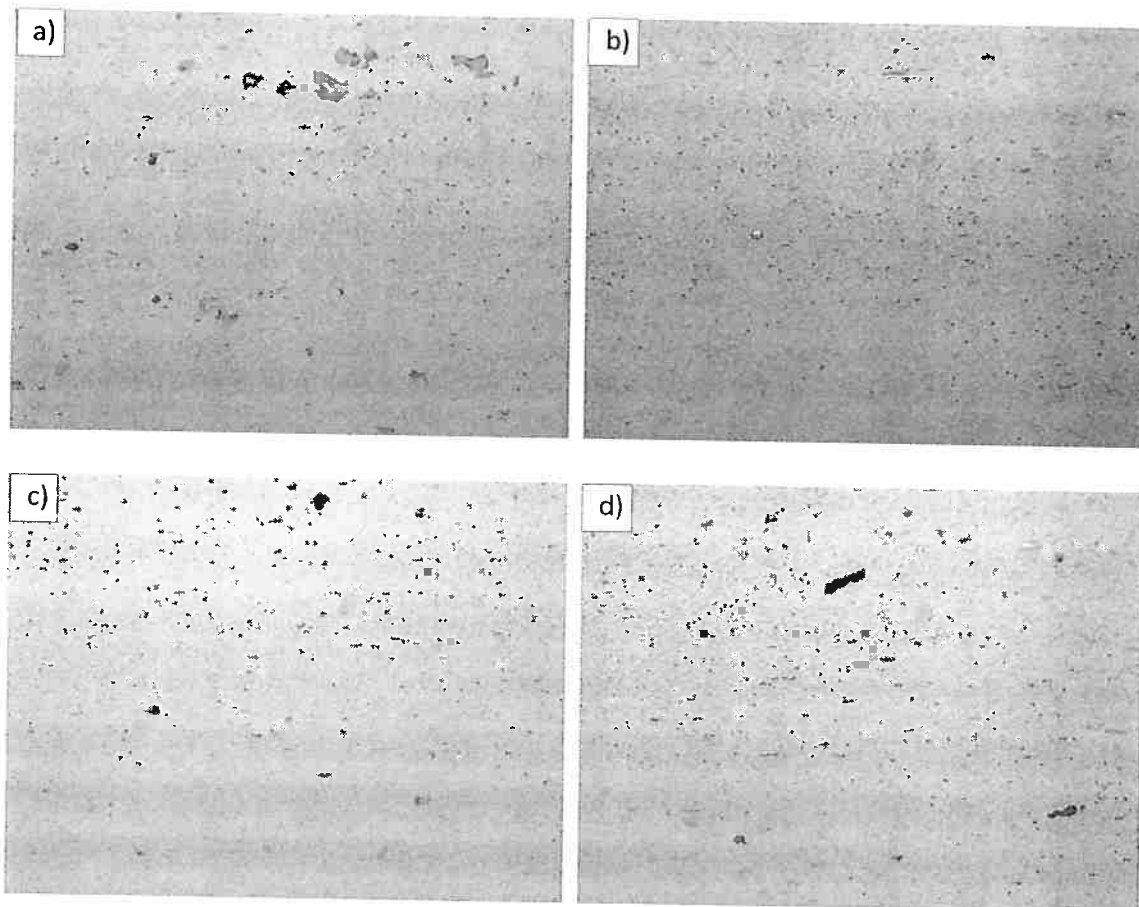


Figura 24 – Microestrutura dos perfis (aumento de 1000X) produzidos a partir do tarugo 13 (zona fria): (a) perfil solubilizado, (b) perfil envelhecido; e tarugo 18 (zona quente): (c) perfil solubilizado, (d) perfil envelhecido.

Notou-se também que o tamanho das agulhas antes da extrusão não influencia nas propriedades mecânicas no perfil envelhecido, onde se obtiveram limites de resistência de 276 MPa e 273 MPa e limites de escoamento de 242 MPa e 239 MPa para os perfis produzidos a partir dos tarugos 13 e 18 respectivamente.

### 5.3. Simulação do resfriamento após a homogeneização

Sendo assim, torna-se importante caracterizar a relação da taxa de resfriamento com a presença dos precipitados contendo magnésio e silício e seus tamanhos.

Os resfriamentos obtidos com a simulação em laboratório são apresentados na Figura 25.

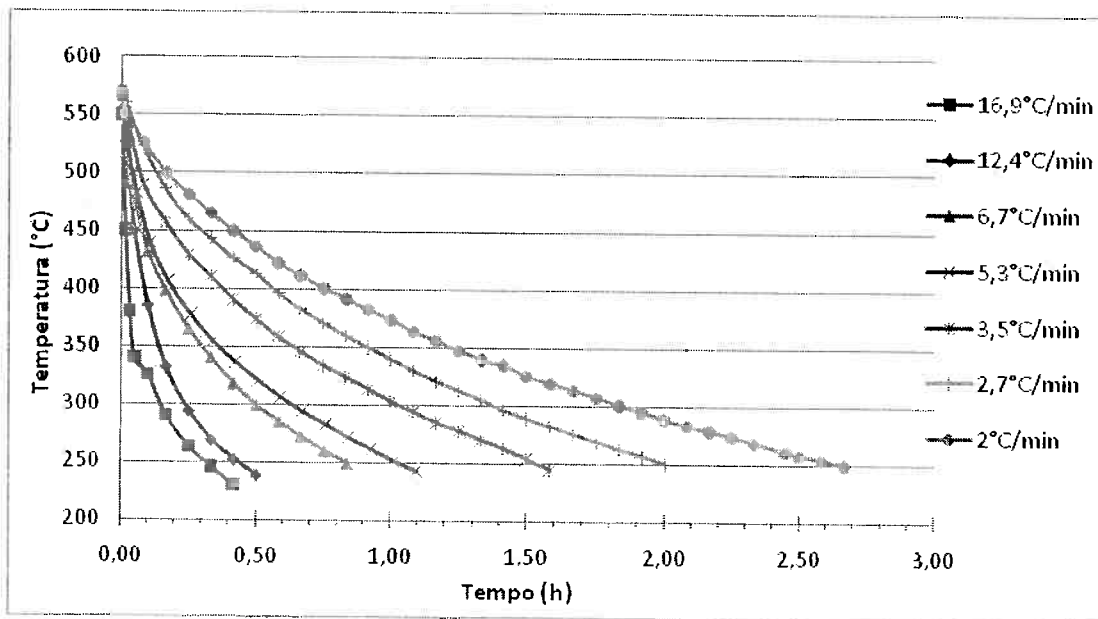


Figura 25 – Curvas de resfriamento dos corpos de prova.

Pode-se observar a partir das microestruturas dos corpos de prova (**Error! Reference source not found.**) que o comprimento das agulhas está intimamente relacionado à velocidade de resfriamento.

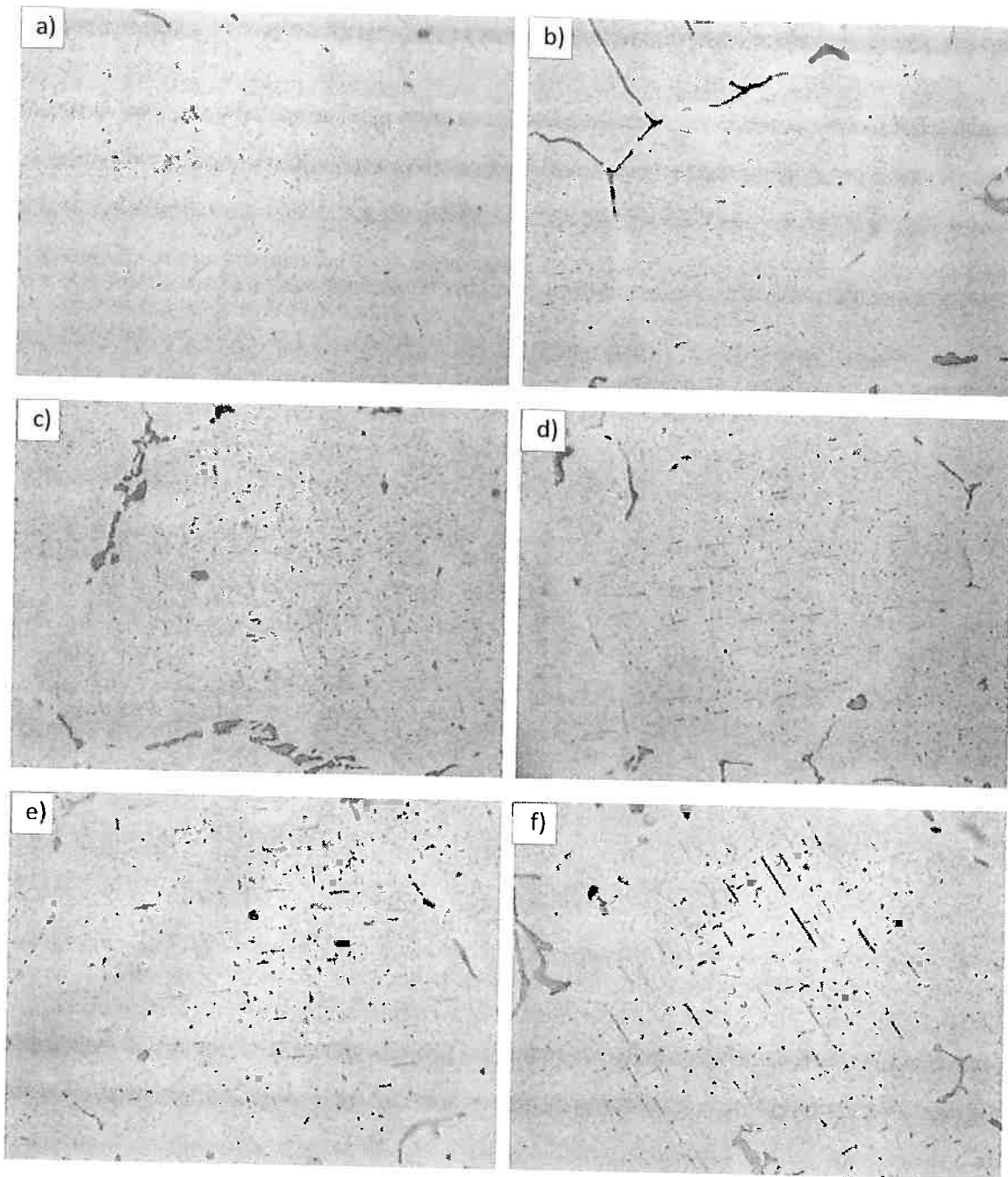
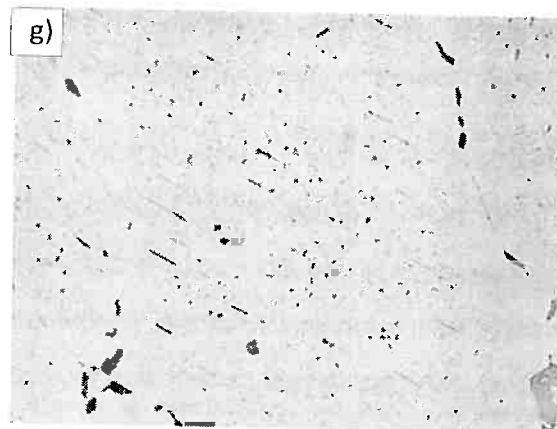


Figura 26 – Micrografia das amostras homogeneizadas em laboratório (aumento de 1000X):  
 a) amostra 1, resfriada a 16,9°C/min,  
 b) amostra 2, resfriada a 12,4°C/min,  
 c) amostra 3, resfriada a 6,7°C/min,  
 d) amostra 4, resfriada a 5,3°C/min,  
 e) amostra 5, resfriada a 3,5°C/min,  
 f) amostra 6, resfriada a 2,7°C/min e  
 g) amostra 7, resfriada a 2°C/min.



Nota-se que o comprimento das agulhas aumenta de maneira suave com a diminuição da taxa de resfriamento, ou seja, com resfriamentos mais lentos, até uma taxa de aproximadamente 5,5°C/min. Para taxas de resfriamentos menores que esta, o crescimento é visivelmente acentuado (**Error! Reference source not found.**).

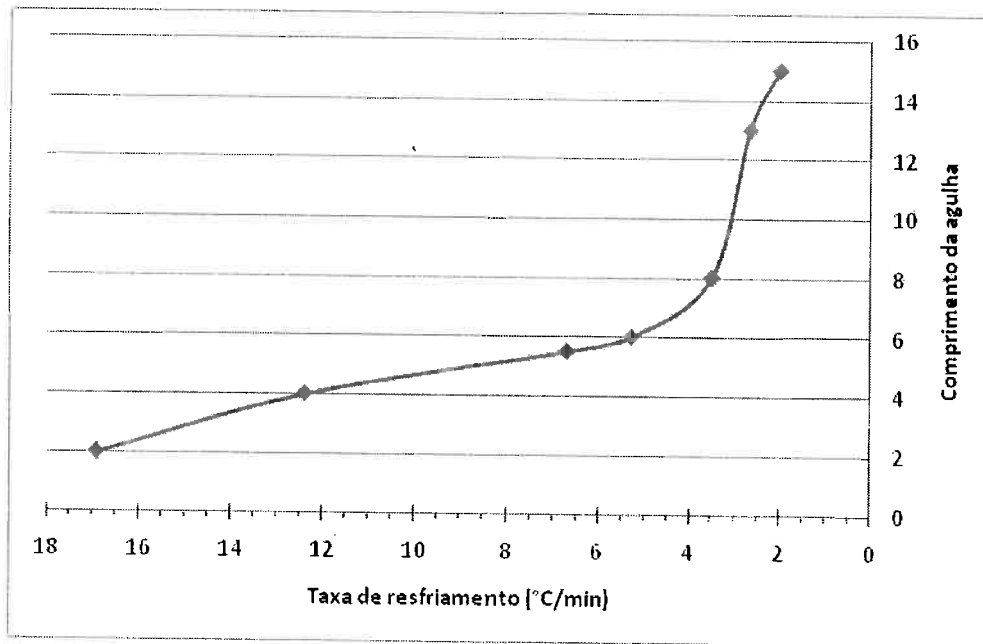


Figura 27 – Evolução do comprimento das agulhas de magnésio-silício com a variação da taxa de resfriamento após a homogeneização. Nota-se uma mudança de padrão para resfriamentos abaixo de 5,5°C/min.

Ao sobrepor-se as curvas de resfriamento obtidas nas amostras de 1 a 7 com o diagrama TTT de formação dos precipitados de magnésio-silício, observa-se que o padrão linear inicial é obtido exatamente para as linhas de resfriamento que cruzam o campo de formação dos precipitados  $\beta'$ . Já o aumento acentuado é obtido para as linhas de resfriamento que cruzam o campo de formação do precipitado  $\beta$ . (**Error! Reference source not found.**)

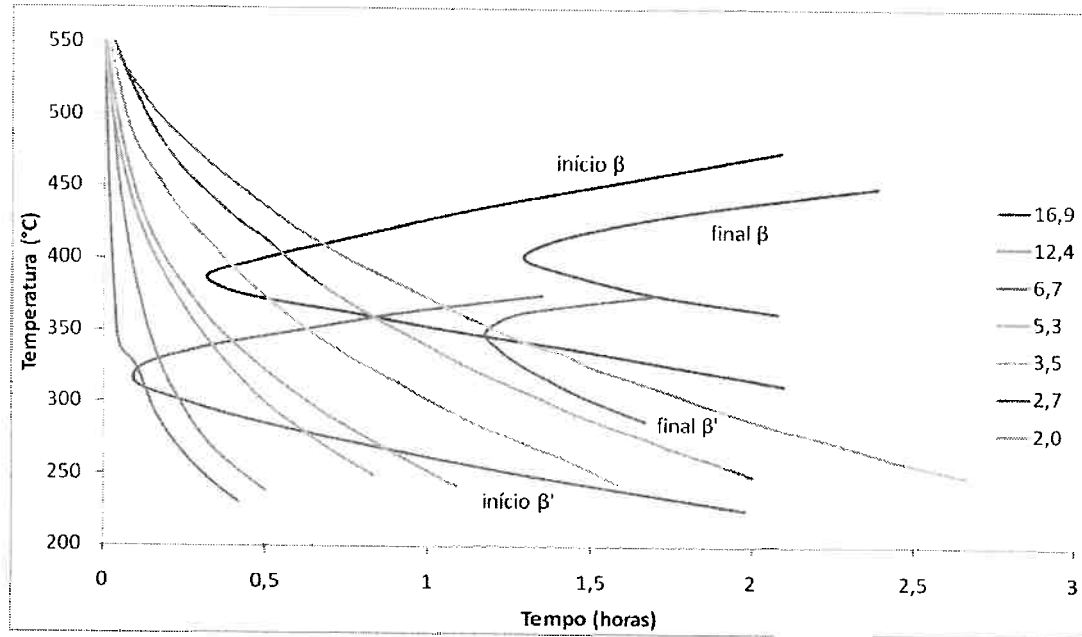


Figura 28 – As curvas de resfriamento das amostras 1, 2, 3 e 4 cortam o diagrama TTT de formação dos precipitados de magnésio-silício na região de formação de  $\beta'$ , enquanto as curvas de resfriamento das amostras 5, 6 e 7 interceptam o diagrama na região de formação de  $\beta$ .

Pelo critério de acabamento superficial, chega-se a conclusão que a taxa de resfriamento ideal deve ser superior a  $5,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , onde se obtêm precipitados de magnésio-silício agulhados com comprimento suficientemente pequeno ( $<7\mu\text{m}$ ) de forma a reduzir o efeito na formação de defeitos superficiais.

Somando-se a isto o critério de otimização dos parâmetros de extrusão, esta taxa deve ser tão próxima de  $5,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  quanto possível, pois dessa forma haverá o máximo de precipitação, evitando que sejam formados precipitados  $\beta''$  e  $\beta'$  durante o pré aquecimento e que os precipitados  $\beta$  sejam suficientemente grandes de forma a reduzir os efeitos de endurecimento, o que reflete uma redução na pressão necessária na extrusão.

#### 5.4. Dissolução dos precipitados

Observa-se que a microestrutura inicial, independentemente do comprimento das agulhas existentes, é preservada na temperatura de entrada do tarugo na prensa (460°C) (Error! Reference source not found.).

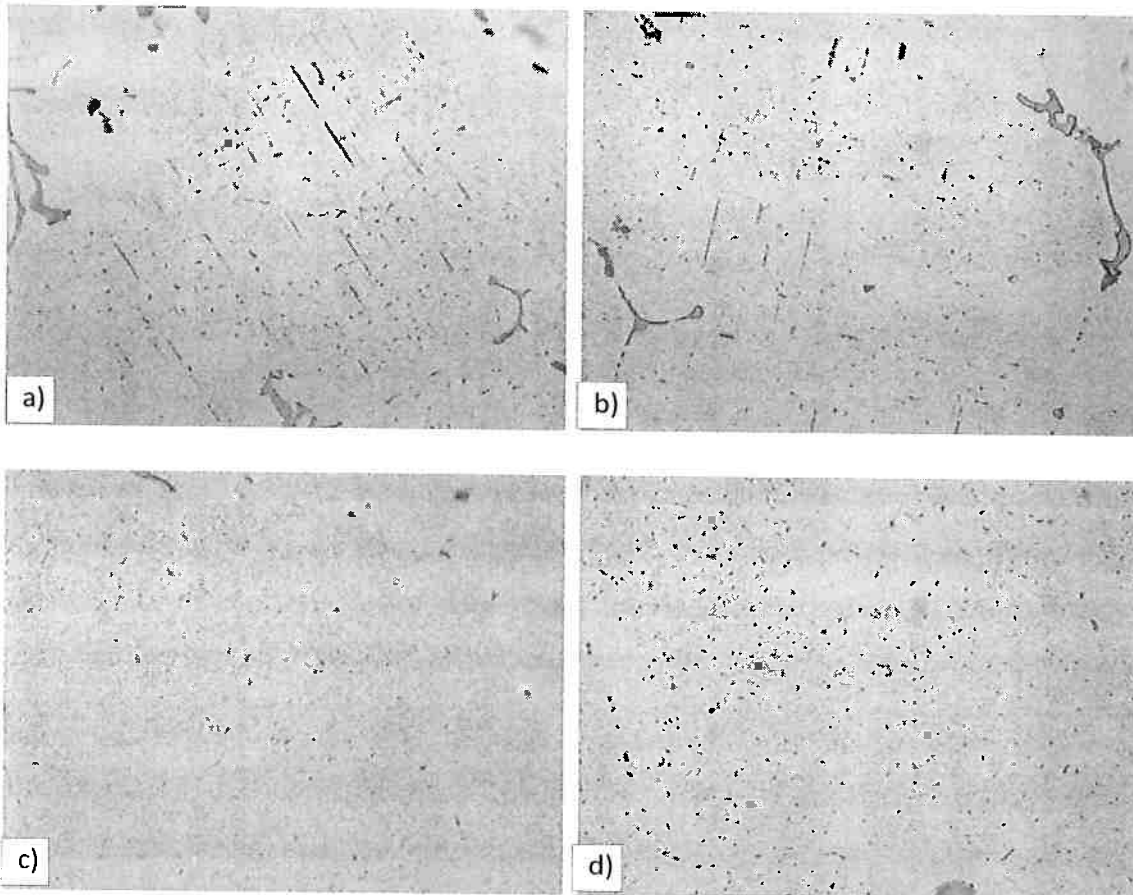


Figura 29 – Evolução dos precipitados no tratamento a 460°C (aumento 1000X): a) amostra 1 resfriada a taxa de 16,9°C/min após homogeneização, b) amostra 1 após tratamento a 460°C por 5 minutos, c) amostra 6 resfriada a taxa de 2,7°C/min e d) amostra 6 após tratamento a 460°C por 5 minutos.

Já na temperatura de saída do perfil extrudado (530°C), observa-se que tanto os precipitados finos como os agulhados são dissolvidos rapidamente, levando a uma estrutura com magnésio e silício solubilizados quase que por completo (Error! Reference source not found.).

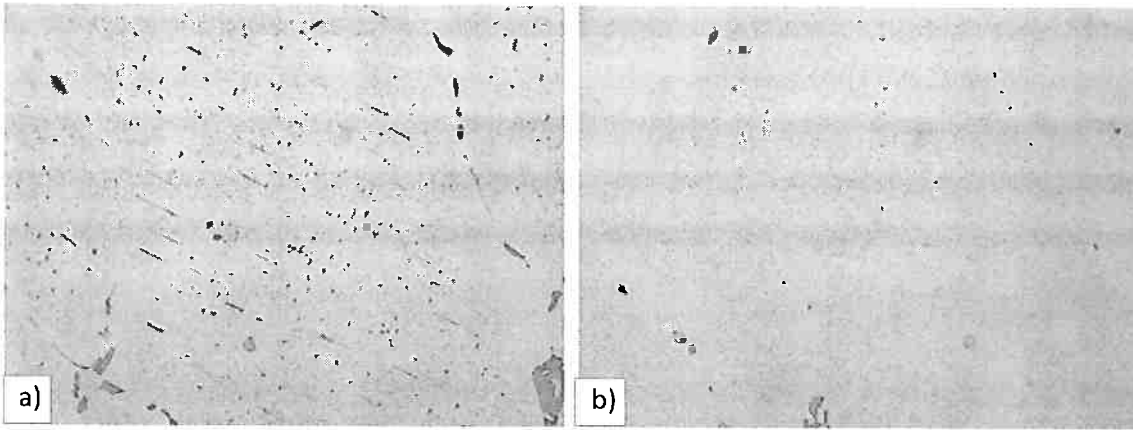


Figura 30 – Evolução dos precipitados após tratamento a 530°C (aumento 1000X): a) amostra 7 resfriada a 2°C/min e b) amostra 7 após tratamento a 530°C por 5 minutos.

## 6. Conclusão

Observou-se que o processo atual de resfriamento dos tarugos após a homogeneização produz diferentes taxas de resfriamento dentro de uma mesma carga, o que gera tarugos com diferentes microestruturas.

Observou-se uma relação entre o acabamento superficial de perfis extrudados, e o tamanho dos precipitados agulhados de magnésio-silício formados nos tarugos após a homogeneização. Quanto maior o comprimento das agulhas formadas, maior a tendência do perfil de apresentar riscos e arrancamentos (pick-ups).

Em ensaio realizado em laboratório, evidenciou-se um aumento considerável do comprimento das agulhas formadas no resfriamento após a homogeneização, com taxa de resfriamento abaixo de  $5,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ . A taxa de resfriamento de  $5,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  caracteriza a transição entre a formação de precipitados a partir de  $\beta'$  semi-coerente e diretamente  $\beta$  coerente na curva TTT.

Chegou-se ao valor ideal da taxa de resfriamento de  $5,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , de forma a obter a precipitação a partir dos precipitados  $\beta'$ , e conseqüentemente agulhas pequenas o suficiente para não prejudicar o acabamento e ao mesmo tempo grandes o suficiente para não exercerem efeito endurecedor.

No atual processo de extrusão, os precipitados são rapidamente dissolvidos durante a transformação na prensa, e conseguem atingir completa dissolução, não interferindo na microestrutura e propriedades mecânicas do perfil extrudado mesmo após envelhecimento.

Como sujeto para a prática industrial, sugere-se que o sistema de resfriamento da câmara seja modificado, a fim de se obter uma maior homogeneidade de taxas de resfriamento, produzindo tarugos com microestruturas mais uniformes e permitindo maior controle dentro de uma mesma carga.

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- Alcoa. 1997.** Alcoa Engineered Products - Understanding Extruded Aluminum Alloys - Alcoa Datasheet. 1997. Alloy 6082.
- . **1997.** *Extrusion Defects Troubleguide*. Pittsburg : s.n., 1997.
- Birol, Yücel. 2004.** The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets. *Journal of Materials Processing Technology*. 148, 2004, pp. 250-258.
- Carmo Perrella, Estalco e Dave Lukasak, Lafayette. 1999.** *Homogenization of 6000 extrusion billets*. Pittsburg : Alcoa Inc., 1999.
- Carmo Perrella, Estalco. 1997.** *The 6000 series Extrusion Alloys*. Pittsburg : Alcoa Inc., 1997.
- Hu, r., et al. 2010.** Dispersoid Formation and Recrystallization Behavior. *JMST*. 26, 2010.
- Mondolfo, F.L. 1976.** *Aluminum Alloys: Structure and Properties*. London-Boston : The Whitefriars Press Ltd, London & Tonbridge, 1976.
- S. R. C. de Mello, C. O. de Souza, N. L. Citeli. 2009.** *Alumínio e Suas Ligas*. Rio de Janeiro : Federal Fluminense (EEIMVR), 2009.
- Shewmon, Paul G. 1969.** *Transformations in Metals*. New York : Materials Science and Engineering Series, 1969.
- Zandbergen H. W., Andersen S. J., Janse J. 1997.** Structure Determination of Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> Particles in Al by Dynamic Electron Diffraction Studies. 1997, Vol. 277.

## LITERATURA DE APOIO

- Alcoa. 2008.** *Endurecimento por precipitação.* Utinga : s.n., 2008.
- Banbury, A. J. B., Teanford, D. J. F. e Wroxtton-St-Mary, E. P. Butler. 1989.** *Al-Mg-Si Extrusion Alloy and Method.* US 4,861,389 [ed.] Alcan International Limited. Canada, 29 de agosto de 1989.
- Mondolfo, F. L. 1943.** *Metallography of Aluminum Alloys.* New York - London : JOHN WILEY & SONS, INC. CHAPMAN & HALL, LIMITED, 1943.
- Parson, N. C., Hankin, J. D. e Hicklin, K. P. 2002.** *Al-Mg-Si Alloy With Good Extrusion Properties.* US 6,440,359 B1 [ed.] Alcan International Limited. Canada, 27 de agosto de 2002.
- Pullman, R. J. L. 1981.** *Al-Mg-Si Extrusion Alloy.* US 4,256,488 [ed.] Swiss Aluminium Ltd. Switzerland, 17 de março de 1981.
- Silva, Aldo Henrique Miranda da. 2006.** *Relatório de estágio industrial.* Alcoa Alumínio S.A. - Divisão de Extrudados - Utinga : Universidade Federal de São Carlos, Centro de Ciências Exatas e Tecnologia, Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA), 2006.

## Anexo 1: Classificação e nomenclatura das ligas de alumínio

As ligas de alumínio, segundo a *Aluminum Association (AA)*, são divididas nas nove classes descritas a seguir e ilustradas pela *Error! Reference source not found.*

**1xxx:** Série do alumínio puro (99,9%) ou comercial. Destacado pela resistência a corrosão, altas condutividades térmica e elétrica. Porém, apresenta baixa resistência mecânica. Os dois últimos dígitos indicam a % de Al acima de 99% como por exemplo:

- liga 1050 - 99,50% de Al
- liga 1060 - 99,60% de Al

O segundo dígito indica modificações no limite de impurezas ou a adição de algum elemento de liga. Se o 2o dígito for 0 (zero), indica que o Al não foi ligado e apresenta o limite de impurezas convencional. Os números entre 1 e 9 indicam controle especial sobre uma ou mais impurezas ou a adição de elementos de liga.

**2xxx:** O cobre é o principal elemento de liga. Se receberem tratamentos tais como solubilização e envelhecimento, ter-se-ão grandes aplicações na indústria aeronáutica, devido à alta resistência mecânica. Os dois últimos dígitos não possuem significado numérico, apenas identificam diferentes ligas do mesmo grupo (número seqüencial) O segundo dígito indica modificações no limite de impurezas ou a adição de elementos de liga. Ligas experimentais também utilizam este sistema de classificação, porém, são indicadas pelo prefixo X.

**3xxx:** O manganês é o principal elemento de liga. Não são ligas passíveis de envelhecimento, tendo como principal aplicação os produtos estampados.

**4xxx:** O silício é o principal elemento de liga. Apresentam baixos pontos de fusão e impossibilidade de envelhecimento. São utilizadas também como material de adição para solda.

**5xxx:** O magnésio é o principal elemento de liga. Sua aplicação é similar à da série 3xxx.

**6xxx:** Ligas de Al-Mg-Si, tendo como resultado a fase Mg<sub>2</sub>Si o que tornará possível o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. Não são tão resistentes quanto as das classes 2xxx e 7xxx, porém são utilizadas na fabricação de bicicletas, pois podem ser soldadas.

**7xxx:** Ligas de Al-Zn. Dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, resultam os mais altos índices de resistência mecânica e tenacidade dentre as ligas de alumínio. Possuem ampla aplicação no setor aeronáutico.

**8xxx:** O principal elemento de liga é o lítio. São tratáveis termicamente e apresentam alta resistência mecânica específica. Os dois últimos dígitos não possuem significado numérico, apenas identificam diferentes ligas do mesmo grupo (número seqüencial) O segundo dígito indica modificações no limite de impurezas ou a adição de elementos de liga. Ligas experimentais também utilizam este sistema de classificação, porém, são indicadas pelo prefixo X.

**9xxx:** Outras ligas que não foram especificadas anteriormente.

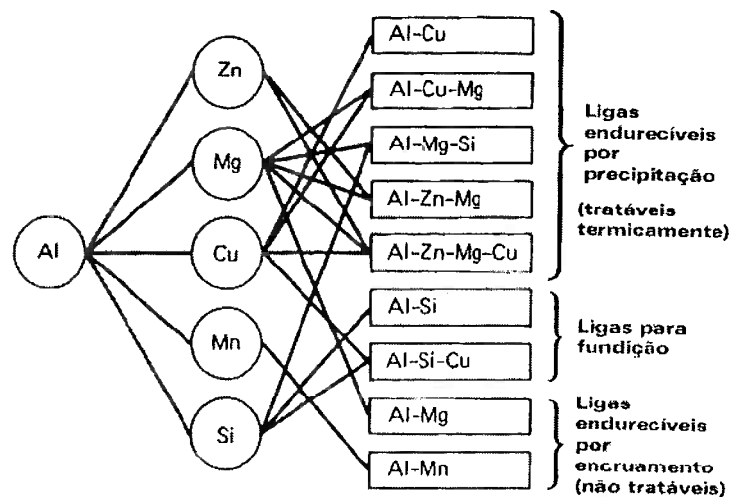


Figura 31 – Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio.

## Anexo 2: Classificação e nomenclatura dos tratamentos térmicos

É importante destacar que o termo “tratamento térmico” é, no seu sentido mais amplo, qualquer operação de aquecimento ou resfriamento controlado realizada para modificar as propriedades mecânicas, estrutura metalúrgica ou estado de tensões internas de um produto metálico. Nas ligas de alumínio, o tratamento térmico é restrito a operações específicas utilizadas para aumentar a resistência e a dureza de ligas endurecíveis por precipitação (envelhecimento).

O sistema de designação de tratamentos é classificado de acordo com os requisitos da ABNT/NBR 6835:2000 e com os processos a que se submetem os produtos extrudados, consistindo de uma letra seguida de um ou mais dígitos. A designação do tratamento aparece logo após a designação da liga, sendo geralmente separadas por um hífen. Os tratamentos são classificados da seguinte maneira:

- “F” – como fabricada. Aplica-se aos produtos obtidos através de processos de conformação em que não se emprega qualquer controle especial sobre as condições térmicas ou de encruamento. Não se especificam limites para as propriedades mecânicas.
- “O” – recozida. Aplica-se aos produtos acabados no estado em que apresentam o menor valor de resistência mecânica.
- “H” – encruada. Aplica-se aos produtos em que 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 ligas não-tratáveis termicamente. A letra “H” deverá ser seguida de dois ou mais dígitos.
- “W” – solubilizado. Aplica-se somente a algumas ligas, as quais envelhecem naturalmente à temperatura ambiente após o tratamento de solubilização. Esta classificação é especificada somente quando o período de envelhecimento natural, após o resfriamento brusco, é indicado. Por exemplo: W ½ hora.
- “T” – tratada termicamente. Aplica-se a produtos que sofrem tratamento térmico, com ou sem deformação plástica complementar, que produz

propriedades físicas estáveis e diferentes das obtidas com as têmperas F, O e H. A letra “T” pode ser seguida de um ou mais dígitos que indicam a seqüência dos processos básicos realizados: tratamentos térmicos ou deformações plásticas (Error! Reference source not found.).

Tabela 6 – Definições de têmperas T.

<b>6082 Temper Designations and Definitions</b>	
<b>Standard Tempers</b>	<b>Standard Temper Definitions</b>
<b>BS-EN Designations</b>	
O	Annealed applies to products that are annealed to obtain the lowest strength temper.
T4	Solution heat treated and naturally aged.
T5	Cooled from an elevated temperature shaping process and artificially aged.
T6	Solution Heat treated and artificially aged.