

# OTIMIZAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO DE LIGAS DE ALUMÍNIO EMPREGADO NA CBA <sup>1</sup>

Rodrigo Camargo Campana<sup>2</sup>

Ivan Menegueço<sup>3</sup>

Ronald Lesley Plaut<sup>4</sup>

## Resumo

O objetivo do presente trabalho é efetuar uma análise crítica da prática de otimização do tratamento térmico de envelhecimento de ligas de alumínio, em termos de propriedade mecânica e análise microestrutural de precipitados de segunda fase, produzidos na Companhia Brasileira de Alumínio. O estudo de otimização consiste na preparação de amostras de perfil de alumínio extrudado, em forma de barra, nas ligas AA6063 e AA6082, têmpera T4 (solubilizado) e submetê-las ao tratamento térmico separadamente em forno industrial e mufla. A amostra tratada em forno industrial apresenta características mecânicas de um perfil submetido ao tratamento térmico objetivando as propriedades da têmpera T6. As amostras tratadas em mufla são submetidas à temperatura e intervalos de tempo visando simular as condições industriais. Os resultados dos ensaios industriais e mufla são comparados, possibilitando assim a validação e a otimização do processo industrial a partir dos ensaios realizados em mufla. A partir das curvas de envelhecimento observa-se semelhança entre os resultados obtidos nas amostras tratadas em forno industrial e mufla, indicando relação entre os processamentos realizados. A fração volumétrica de Mg<sub>2</sub>Si encontrada a partir da análise de microscópio eletrônico de varredura é da ordem de 10<sup>15</sup> precipitados/m<sup>3</sup> e o tamanho das partículas encontra-se na faixa de 0,07 a 0,12μ.

**Palavras-chave:** Alumínio; Tratamento térmico; Precipitados; Extrusão.

## OPTIMIZATION OF AGE HARDENING HEAT TREATMENT IN ALUMINUM ALLOYS AT CBA

### Abstract

The main objective of this work was to perform a critical analysis of the age hardening heat treatment performed under industrial conditions, measured in terms of mechanical properties, microstructural analysis of second phases precipitates, carried out at the Companhia Brasileira de Alumínio. Extruded aluminum rods of the AA6063 and AA6082 alloys in the T4 condition have been heat treated in an industrial furnace and in a muffle furnace. The sample treated in the industrial furnace presented a typical mechanical property of the T6 condition. The samples treated in the muffle furnace have been submitted for different temperatures and times in order to simulate the industrial condition. Results have been compared validating their relationship. Volume fraction of the Mg<sub>2</sub>Si evaluated using SEM was in the order of 10<sup>15</sup> precipitates/m<sup>3</sup> and particle size was in the range 0.07 to 0.12μ.

**Key words:** Aluminum; Age hardening; Precipitates; Extrusion.

<sup>1</sup> Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

<sup>2</sup> Engenheiro de Processo do Departamento de Extrusão da Companhia Brasileira de Alumínio e Mestrando do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

<sup>3</sup> Técnico de Processo da Companhia Brasileira de Alumínio (CBA),

<sup>4</sup> Ph.D., Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

## **INTRODUÇÃO**

As ligas extrudadas e tratáveis termicamente da série AA6XXX são empregadas em diversos setores, com destaques para a liga AA6063 que é muito utilizada na construção civil, de interiores e indústria automobilística e a liga AA6082 onde suas principais aplicações encontram-se na engenharia de estruturas, construção de mecânica (veículos e equipamentos), peças usinadas em tornos automáticos e peças para forjamento a frio.<sup>(1)</sup>

A extrusão de alumínio é um processo termomecânico no qual um tarugo é submetido ao aquecimento (400–500°C) e forçado a fluir por um ou mais orifício(s) de uma ferramenta com o auxílio de uma prensa, normalmente do tipo hidráulica.

As ligas de alumínio da norma NBR 6834:2000,<sup>(2)</sup> trabalháveis, embora, a princípio, todas possam ser extrudadas, algumas oferecem propriedades mecânicas em uma faixa mais ampla e podem ser extrudadas com melhor eficiência, ou seja, apresentam melhor extrudabilidade. A etapa de tratamento térmico é o processo subsequente, no qual o perfil extrudado adquire a propriedade mecânica exigida pelo cliente.

## **OBJETIVO**

No presente trabalho empregaram-se as ligas AA6063 e AA6082 na obtenção da curva de envelhecimento com o objetivo de comparar o tempo de tratamento térmico nos fornos industrial e mufla. Desta forma é possível otimizar o tratamento térmico industrial.

## **EXTRUSÃO**

Foi extrudado um perfil sólido em forma de barra redonda com diâmetro de 48,2 mm, sendo que, como matéria prima principal, foram utilizados tarugos de 10 polegadas de diâmetro (254mm), nas ligas AA6063 e AA6082 (Figura 1), homogeneizados, e não-torneados.

A prensa utilizada é do tipo horizontal, marca Schloeman, de 3300 toneladas de força, com pressão nominal máxima de 250 bar (25 MPa) (Figura 2), da Companhia Brasileira de Alumínio, (CBA-Alumínio-SP-Brasil).

Os tarugos foram aquecidos em um forno a gás acoplado a uma tesoura (Hot-Shear), sendo que os tarugos foram extrudados na prensa de maneira contínua. As ferramentas foram aquecidas em forno a gás com atmosfera protetora (nitrogênio). Após 4 horas à 450°C, a ferramenta foi conduzida à prensa, a qual foi alimentada com os tarugos para iniciar o ciclo de extrusão dos perfis.

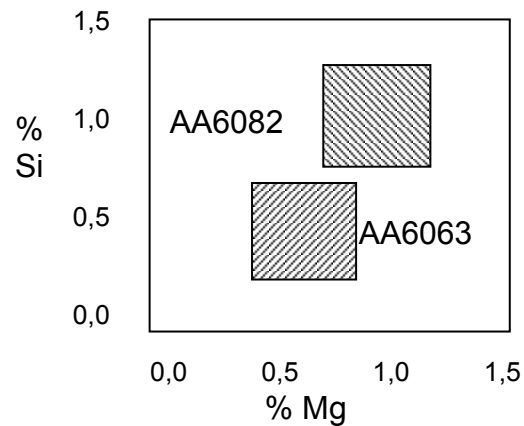
O sistema empregado no resfriamento dos perfis extrudados foi o leito de água e, para aquisição de dados de temperatura, foram utilizados termopares de contato Tipo K (Cromel-Alumel) com leitor marca Salvterm.

A Tabela 1 indica os parâmetros de processo utilizados durante a extrusão dos perfis.

## **TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO**

As propriedades mecânicas atingidas após o tratamento térmico de envelhecimento são influenciadas pela solubilização (em prensa) no qual o perfil é submetido após ter sido extrudado. Durante a extrusão, a temperatura emergente (temperatura do

perfil na saída da ferramenta), atinge a linha *solvus* do diagrama pseudo-binário Al-Mg<sub>2</sub>Si, promovendo termodinamicamente a dissolução dos precipitados de Mg<sub>2</sub>Si (%Mg + %Si ~ 1,0% em peso para a liga AA6063 e ~ 1,9% em peso para a liga AA6082) formado durante o processo de homogeneização. A partir da Figura 3 é possível verificar que acima da linha *solvus* existe uma fase  $\alpha$  que possui em solução sólida os elementos Mg e Si.<sup>(3)</sup>



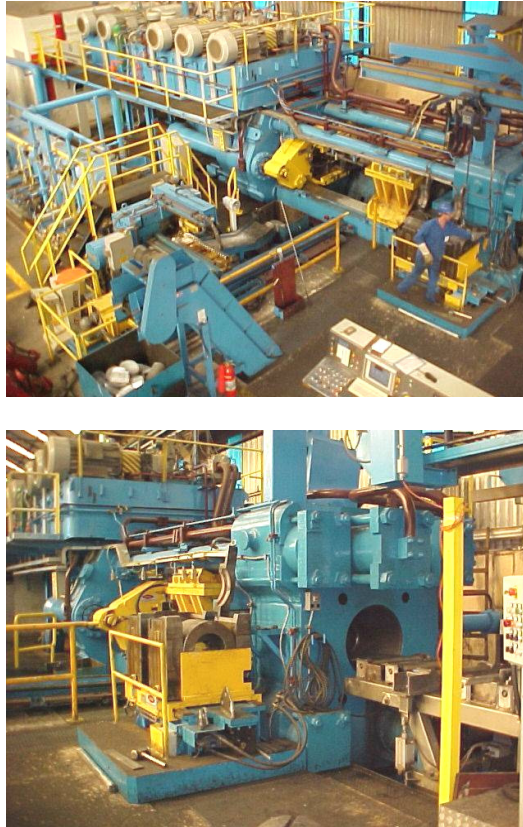
**Figura 1.** Mapa da composição química das ligas de alumínio AA6063 e AA6082 (2).

**Tabela 1.** Parâmetros de processo utilizados durante a extrusão.

Liga		AA6063	AA6082
Velocidade de pistão médio (mm/min) <sup>2</sup>		21,9	17,5
Velocidade de pistão médio (mm/min) <sup>2</sup>		11,9	8,8
Comprimento do billet (mm) <sup>2</sup>		1008	991
Pressão máxima (BAR) <sup>2</sup>		149	167
Pressão Final (BAR) <sup>2</sup>		96	99
Temp. Billet <sup>1</sup> (°C)	Início	478	467
	Meio	482	472
	Final	463	450
Temp. Emergente <sup>1</sup> (°C)	Início	522	511
	Meio	506	515
	Final	522	518
Temp. após resfriamento <sup>1</sup> (°C)		67	61
Temp. recipiente <sup>1</sup> (°C)		430	430

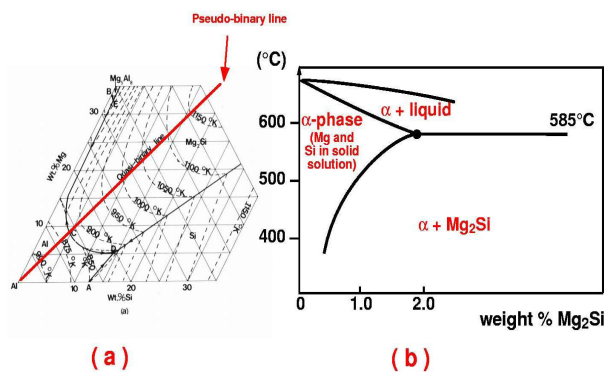
(1 - Dados adquiridos através de acompanhamento)

(2 - Dados adquiridos através do sistema supervisorío)

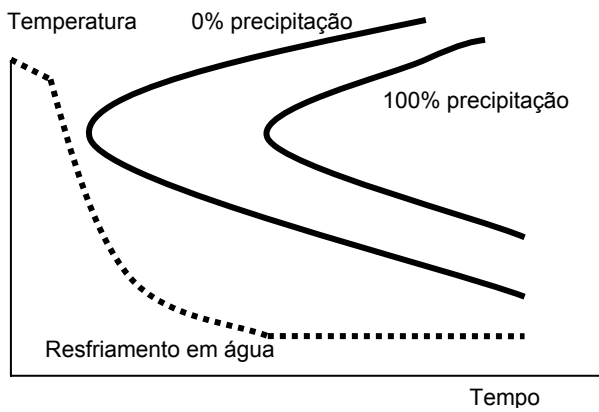


**Figura 2.** Prensa Schloeman de 3300 toneladas da Companhia Brasileira de Alumínio.

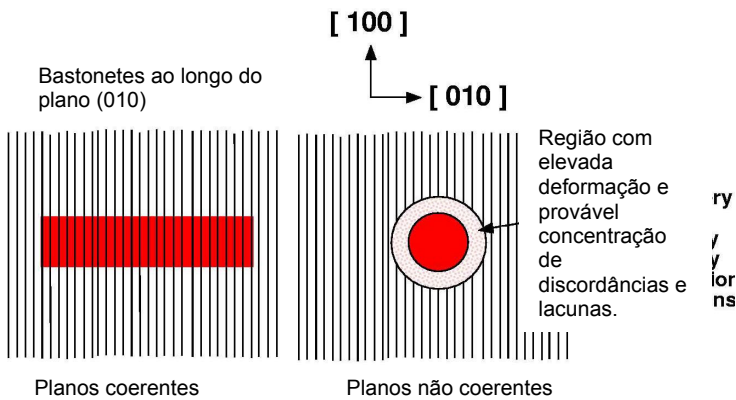
Se estas ligas forem resfriadas lentamente pode-se obter uma curva do tipo TTT (Temperatura, Tempo, Transformação) com a nucleação e crescimento da fase do soluto ( $Mg_2Si$ ). Por outro lado, se as ligas forem resfriadas rapidamente, por exemplo, em banho de água, o cotovelo da curva TTT é evitado (Figura 4), observando-se na microestrutura do perfil, uma matriz uniforme, homogênea e isenta de precipitados. Entretanto, quando se analisa a dureza e a resistividade elétrica, observa-se que estes valores variam em função do tempo, indicando a ocorrência de precipitação. Empregando-se a microscopia eletrônica de transmissão (MET), observa-se que o endurecimento inicial é formado por um elevado número de pequenos precipitados, que são partículas semi-coerentes e que alteram o equilíbrio no parâmetro da rede cristalina. O conjunto destas partículas é conhecido por zona de Guinier-Preston (GP). Estas partículas possuem formato de bastonetes e são coerentes em seu comprimento e não coerentes em sua forma cilíndrica (Figuras 5 e 6).<sup>(3)</sup>



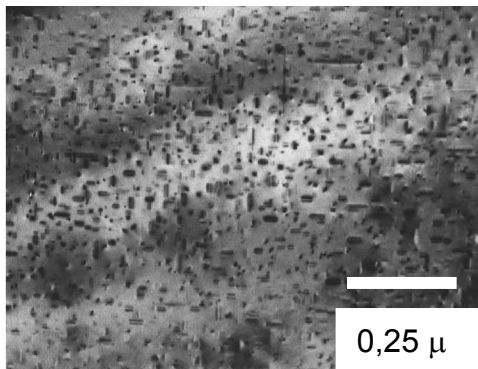
**Figura 3.** a) Diagrama ternário b) Diagrama de equilíbrio Pseudo-Binário do sistema Al-Mg-Si.<sup>(3)</sup>



**Figura 4.** Curva TTT esquemática com resfriamento em água.<sup>(4)</sup>



**Figura 5.** Coerência (001) da zona de GP na liga Al-Mg-Si.<sup>(3)</sup>



**Figura 6.** Precipitado em forma de bastonete de  $Mg_2Si$ .<sup>(3)</sup>

A seqüência de precipitação pode ser representada como (3):



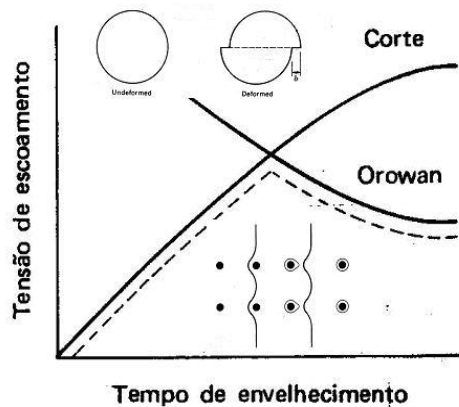
onde,  $\beta'$  é uma fase de transição até a fase mais estável  $\beta$ .

### Mecanismos de endurecimento das ligas da série 6XXX

Há dois mecanismos propostos que explicam os resultados das propriedades mecânicas após o tratamento de envelhecimento, um deles é o corte de precipitados e o outro o contorno dos precipitados por discordâncias.<sup>(5,6)</sup>

Estes mecanismos concorrentes são basicamente fruto da diferença entre no início do envelhecimento (as partículas são menores, onde é possível o corte das mesmas pelas discordâncias), enquanto no fim, as partículas mais grossas são contornadas

pelas discordâncias. Estes mecanismos competitivos encontram-se resumidos na Figura 7.<sup>(5)</sup>



**Figura 7.** Curva de envelhecimento mostrando os mecanismos de endurecimento, corte de partículas e formação de anéis de discordâncias.

### Experiências

Os perfis de alumínio obtidos a partir da prensa de extrusão na têmpera T4 (solubilizado) foram submetidos ao tratamento térmico de envelhecimento sob duas condições distintas. Uma delas foi o tratamento térmico em forno industrial à  $164 \pm 2^\circ\text{C}$  por  $15 \pm 0,5$  h e à  $156 \pm 0,5^\circ\text{C}$  por 8h a fim de atingir as propriedades na têmpera T6. A outra condição, foi o tratamento térmico em forno mufla Brasimet, com potência de 4000 Watts, à  $163 \pm 2^\circ\text{C}$ , com tempo variando de uma a trinta horas. Este intervalo é utilizado para a obtenção da curva de envelhecimento das ligas AA6063 e AA6082 em termos de dureza Brinell (HB) e condutividade (IACS) em função do tempo de tratamento. A partir deste levantamento foi possível traçar um paralelo entre estes dois equipamentos (mufla e forno industrial). Tanto as amostras industriais como as tratadas no forno mufla foram submetidas ao ensaio de dureza Brinell em equipamento WPM – Future Tech - Modelo LC-200RB, utilizando-se esfera com  $\varnothing 2,5\text{mm}$  e carga de 62,50 kp.<sup>(7)</sup> O equipamento utilizado para medição de condutividade é o Modelo DC-9 da marca Tecnatron.

A Figura 8a ilustra como as amostras foram submetidas ao ensaio no forno industrial. As setas pequenas indicam a posição dos termopares e as setas grandes as amostras sobre as cestas. A Figura 8b ilustra o forno de tratamento térmico industrial, onde a seta indica os termopares das amostras.

As Figuras 9 e 10 ilustram os resultados obtidos de dureza (HB) e condutividade (IACS) em função do tempo, respectivamente.

É importante observar na Figura 9 que a dureza, decorridos 8 horas de tratamento, se eleva até um patamar à 102HB (AA6082) e 71,1 HB (AA6063). Após 19h (AA6082) e 21h (AA6063) de tratamento esta propriedade diminui sensivelmente, atingindo valores de 75 HB (AA6082) e 62HB (AA6063), indicando o super-envelhecimento. A figura apresenta a semelhança dos resultados obtidos com os resultados experimentais de Myhr<sup>(8)</sup> para uma liga AA6005 tratada a  $185^\circ\text{C}$  bem como os obtidos por Shercliff<sup>(6)</sup> para uma liga AA6082 tratada a  $180^\circ\text{C}$ . A liga AA6005, apresenta resultados intermediários entre as ligas AA6063 e AA6082.<sup>(9)</sup> A Tabela 2 indica as durezas obtidas nos tratamento industrial e em mufla.

**Tabela 2.** Dureza obtida a partir das amostras industrial e mufla à 8 e 15 h de tratamento térmico de envelhecimento.

Amostra\liga e tempo de tratamento	6063 8h (HB)	6063 15h (HB)	6082 8h (HB)	6082 15h (HB)
Mufla	71,1	75	102,8	99,4
Industrial	70,2	79,1	98,4	104,6



**Figura 8a.** Amostras em tratamento térmico.

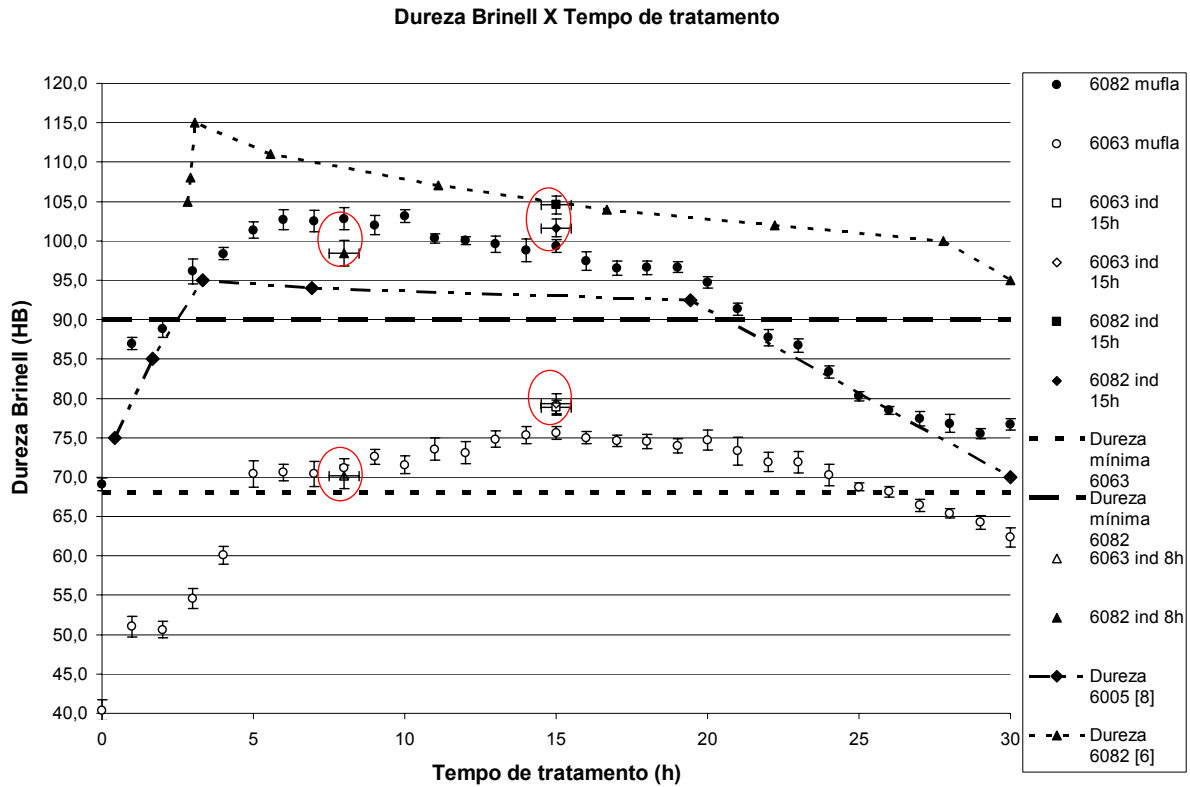


**Figura 8b.** Forno de tratamento térmico industrial.

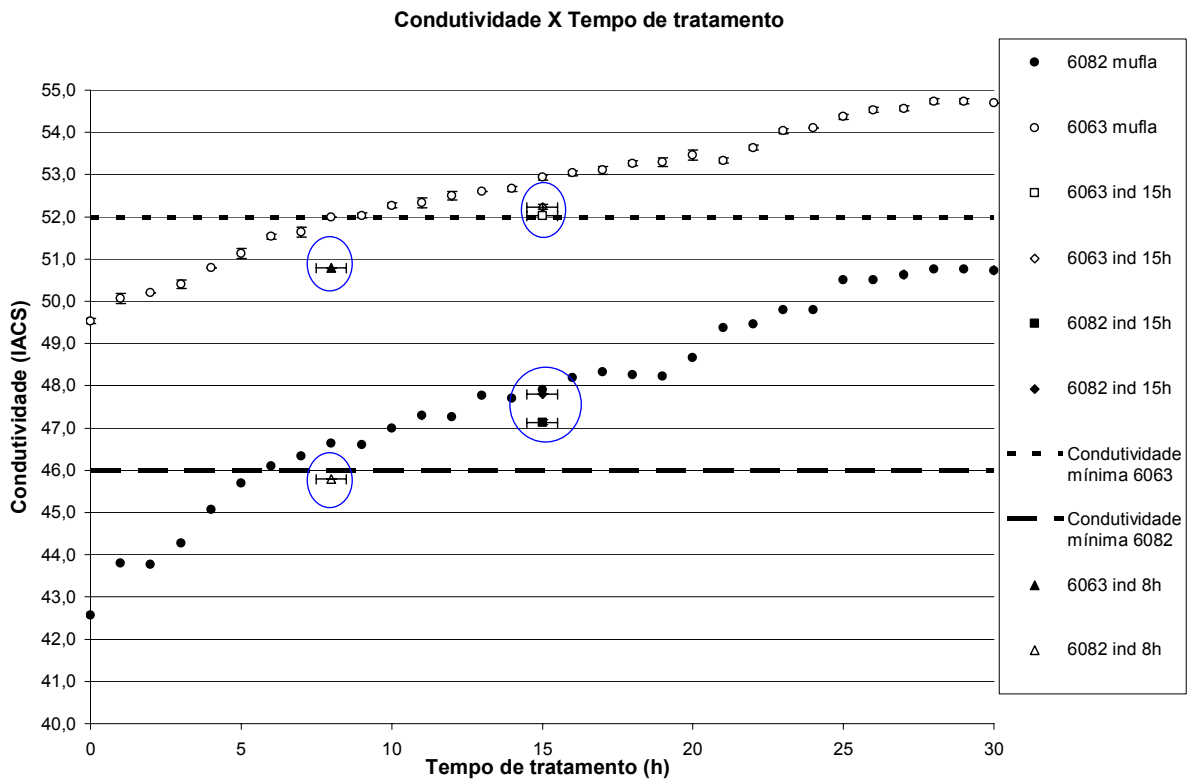
As amostras tratadas em forno industrial apresentaram dureza bem próxima àquelas obtidas no tratamento em mufla, indicando uma relação direta nos tratamentos realizados nestes fornos, evitando assim a perdas no processo de tratamento térmico industrial. Entretanto, é válido lembrar a dificuldade de se obter uma homogeneidade de temperatura de tratamento no forno industrial quando comparado ao mufla, devido principalmente à suas capacidades (600 a 7200kg - industrial ; 40kg – mufla).

A Figura 10 indica que, com o passar do tempo, há um aumento da condutividade, resultado da diminuição dos elementos Mg e Si (os quais em solução sólida, dificultam a condução de corrente elétrica), promovendo a formação e crescimento dos precipitados de  $Mg_2Si$ . O elevado número de pequenos precipitados no início do tratamento é resultando de uma grande energia de interface por unidade de volume. Esta energia tende a diminuir com o tempo, ocasionando a diminuição das partículas pequenas e assim promovendo soluto para o crescimento das partículas maiores.<sup>(10)</sup>

A Figura 11 ilustra a metalografia óptica do tratamento térmico de envelhecimento à 160°C por 16h no forno mufla nas ligas AA6063 e AA6082 respectivamente, enquanto a Figura 12 ilustra a metalografia óptica de tratamento térmico de envelhecimento à 164°C por 15h no forno industrial em ambas as ligas. Observa-se uma semelhança metalográfica entre as figuras, confirmando os resultados próximos obtidos nos ensaios de dureza. As Figuras 13 e 14 ilustram a metalografia em microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca PHILIPS, modelo XL30. A Figura 13 a) apresenta formação de fase Al-Fe-Si intergranular na amostra da liga AA6063. A Figura 13 b) apresenta a formação intergranular, conhecida como escrita chinesa, e compostas por Al-Fe-Si-Mn, já que esta liga possui manganês como elemento de liga. As análises dos elementos químicos foram realizadas em EDS da marca EDAX na região próxima dos precipitados.

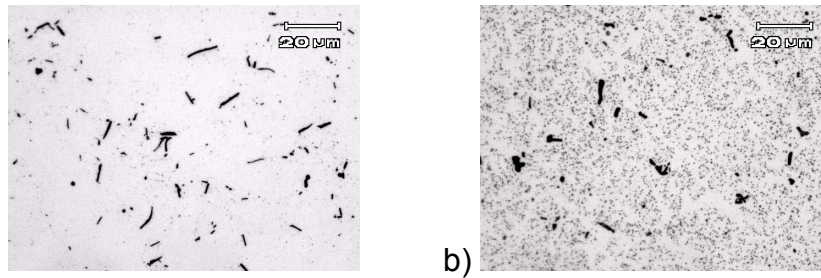


**Figura 9.** Curva de envelhecimento ilustrando a dureza em função do tempo de tratamento. Os pontos circundados são as amostras tratadas em fornos industriais.

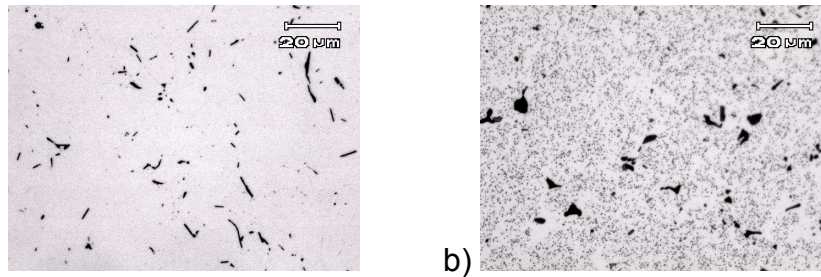


**Figura 10.** Curva de envelhecimento ilustrando a condutividade em função do tempo de tratamento. Os pontos circundados são as amostras tratadas em fornos industriais.

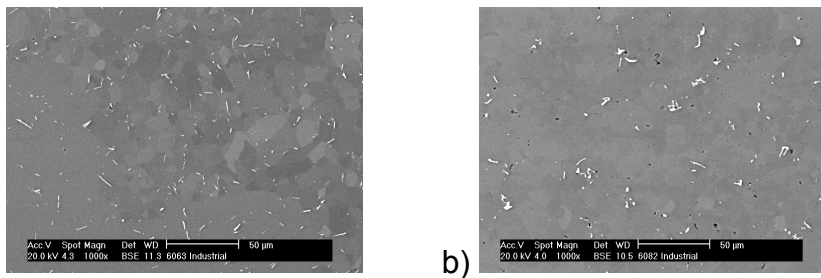




**Figura 11.** Metalografia óptica de tratamento térmico de 16h em mufla a) AA6063 (500X); b) AA6082 (500X).

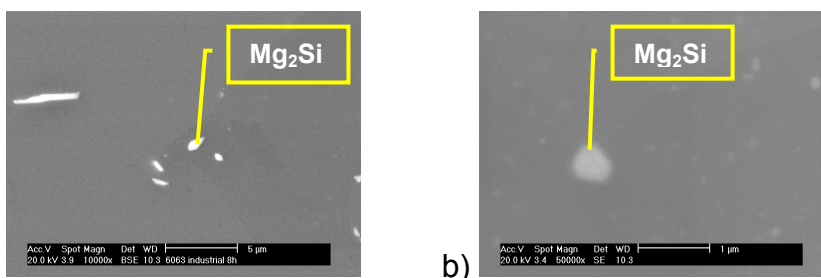


**Figura 12.** Metalografia óptica de tratamento térmico de 15h em forno industrial a) AA6063 (500X); b) AA6082 (500X).



**Figura 13.** Metalografia em MEV. Amostras em tratamento industrial. a) AA6063 15h (1000X); b) AA6082 15h (1000X).

A Figura 14 a) apresenta os precipitados de  $Mg_2Si$  na amostra da liga AA6063 com fração volumétrica de  $3,9 \times 10^{14}$  precipitados/ $m^3$  e tamanho de partícula aproximado de  $0,4\mu$ . A Figura 14 b) apresenta os precipitados de  $Mg_2Si$  na amostra da liga AA6082 com fração volumétrica de  $1,3 \times 10^{15}$  precipitados/ $m^3$  e tamanho de partícula na faixa de  $0,07$  a  $0,12\mu$ . A fração volumétrica está menor do que a encontrada por MYHR (8) que empregou MET, encontrando valores de precipitados da ordem de  $10^{18}$  precipitados/ $m^3$ . Da mesma forma, o tamanho de partícula utilizando MET é da ordem de  $0,005$  a  $0,015\mu$ . Isto indica que o MET é um instrumento que permite obter uma maior acuidade para análise deste tipo de precipitado em relação àqueles medidos em MEV os quais podem ser considerados precipitados grandes.



**Figura 14.** Metalografia em MEV. Amostras em tratamento industrial. c) AA6063 8h (10000X) e d) AA6082 8h (50000X).

## CONCLUSÕES

A partir das curvas de envelhecimento observa-se semelhança entre os resultados obtidos nas amostras tratadas em forno industrial e mufla, indicando relação entre os processamentos realizados. A fração volumétrica de  $Mg_2Si$  encontrada a partir da análise de microscópio eletrônico de varredura é da ordem de  $10^{15}$  precipitados/ $m^3$  e o tamanho das partículas encontra-se na faixa de 0,07 a 0,12 $\mu$ .

## Agradecimento

Os autores agradecem à Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) pela oportunidade do desenvolvimento do trabalho e à sua equipe do Departamento de Extrusão. Agradecimentos especiais para o Eng. Renato Brito de Moura – Gerente da Fábrica - e Eng. Benito de Oliveira Bruno – Chefe do Departamento de Extrusão - pelo apoio à pesquisa na área produtiva, Eng. Douglas Baker – Departamento de Extrusão – por auxiliar nas experiências na fábrica, Miguel Borodiak – Laboratório Químico - pela metalografia óptica e à Dr. Clarice Kunioshi – EPUSP – pelas análises realizadas junto ao MEV.

## REFERÊNCIAS

- 1 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Extrusão**. 2. ed. São Paulo, 2001. 232p.
- 2 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Alumínio e suas ligas – Classificação: NBR6834**, Rio de Janeiro, 2000. 31p.
- 3 JACOBS, M.H. Precipitation hardening. Reino Unido. 1999. 47p. Disponível em: <http://www.eaa.net/education/TALAT/lectures/1204.pdf> Acesso em 18 de Janeiro de 2006.
- 4 SHEPARD, T. **EXTRUSION OF ALUMINIUM ALLOYS** 1<sup>a</sup> ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1999. p.61-67 e 121.
- 5 CAMPANA, R.C.; LOUSADA, R.; MENEGUEÇO, I. Influência do tratamento térmico de envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga/têmpera de alumínio trabalhada 6063T52. In: 59<sup>o</sup> CONGRESSO ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, São Paulo, 2004. **Anais**. São Paulo, 2004. 1 CD-ROM.
- 6 SHERCLIFF, H. R.; ASHBY, M. F. A process model for age hardening of aluminium alloys – I. The model. **Acta Metallurgica et Materialia**. v 38, p. 1789-1802, 1990.
- 7 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test method for Brinell Hardness of metallic materials : ASTM E10. West Conshohocken, 1993. 8p.
- 8 MYHR, O.R.; GRONG, O.; ANDERSEN, S.J.; Modeling of the age hardening behaviour of Al-Mg-Si alloys. **Acta Materialia**. v. 49, p. 65-75, 2001.
- 9 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Alumínio e suas ligas – Produtos Extrudados – Propriedades Mecânicas : NBR7000**. Rio de Janeiro, 1999. 11p.
- 10 SHEWMON, P. G. **TRANSFORMATIONS IN METALS**. 1<sup>a</sup> ed. New York: McGraw-Hill Book Company, 1969. p.311-316.