

# OTIMIZAÇÃO DA ESTAMPABILIDADE DA LIGA AA3003 OBTIDA PELO PROCESSO DE VAZAMENTO CONTÍNUO<sup>1</sup>

Rogério Minatel<sup>2</sup>  
Angelo Fernando Padilha<sup>3</sup>

## Resumo

A necessidade de redução de custos de produção do alumínio dá grande vantagem ao processo de vazamento contínuo, mais conhecido como "caster". A liga AA3003 é muito utilizada no mercado por sua capacidade de conformação e maior resistência mecânica quando comparada à liga AA1200, porém o processo convencional de laminação a frio e recozimento resulta em uma microestrutura com granulação grosseira que impossibilita a utilização em aplicações com estampagem profunda.

Este trabalho apresenta um processo otimizado para adequação da microestrutura de maneira a garantir granulação fina e bom desempenho na estampagem profunda.

**Palavras-chave:** Alumínio; Recristalização; Estampagem.

## DRAWABILITY OPTIMIZATION TO THE AA3003 ALLOY OBTAINED BY PROCESS OF CONTINUOUS CASTING

### Abstract

The necessity of reducing production's costs of aluminum gives great advantage to the process of continuous casting, better known as "caster". The alloy AA3003 is widely used in the market for its ability to form and increased strength when compared to the alloy AA1200, but the conventional process of cold rolling and annealing results in a microstructure with coarse grain that makes impossible the use in applications with deep drawing. This paper presents an optimal procedure to suit the microstructure ensuring fine grain and good performance in deep drawing.

**Key words:** Aluminum; Recrystallization; Drawability.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 46º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 27 a 30 de outubro de 2009, Santos, SP.*

<sup>2</sup> *Consultor de engenharia – Companhia Brasileira de Alumínio - Votorantim*

<sup>3</sup> *Mestre em Engenharia Metalúrgica e Materiais pela Universidade de São Paulo - USP, engenheiro de materiais pela UFSCAR.*

<sup>4</sup> *Professor Titular do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da Universidade de São Paulo.*

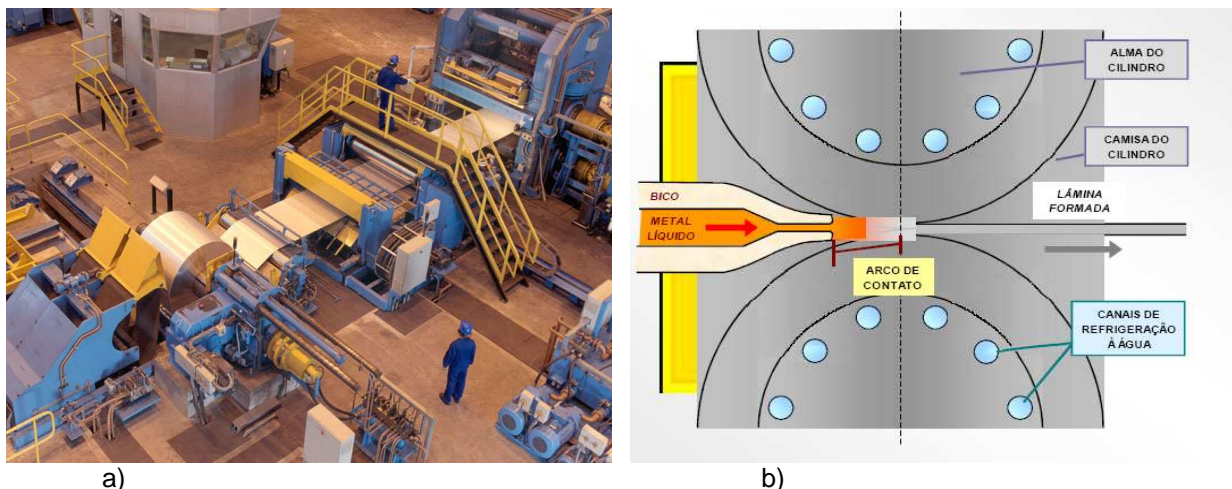
# 1 INTRODUÇÃO

A ampla utilização do alumínio aumenta cada vez mais a necessidade de redução de custo de produção e a capacidade de atendimento aos requisitos dos clientes. A indústria automotiva, por exemplo, tem grande interesse na utilização de ligas de alumínio, com objetivo de redução de peso, proporcionando economia de combustível, mas o custo e a capacidade de atendimento a requisitos da aplicação podem ser fatores de restrição.

A liga AA3003 possui média resistência mecânica aliada a alta ductilidade. É uma liga amplamente utilizada na construção civil, como calhas, telhas e revestimento, na indústria de ônibus e baús e na fabricação de latas de alumínio.

Quando se fala em redução do custo de produção, o processo *twin roll continuous caster*, mais conhecido como *caster*, é muito utilizado. Consiste no vazamento de chapas, usualmente entre 3 mm a 9 mm de espessura. O metal líquido é transportado do forno até o injetor através de uma calha, passando pelo sistema de desgaseificação e filtragem. O injetor, normalmente produzido de material cerâmico, é responsável pela distribuição do metal no cilindro e é uma das peças mais importantes do *caster*.<sup>(1)</sup> Na saída do injetor existem dois cilindros rotativos de aço, refrigerados internamente com água, girando em velocidade constante e em sentidos opostos. A distância dos cilindros define a espessura final da tira vazada.<sup>(1)</sup>

Na Figura 1 podem ser observados a saída da chapa do laminador *caster* e o bobinamento (a) e o desenho esquemático do processo de solidificação do metal em contato com os cilindros (b).

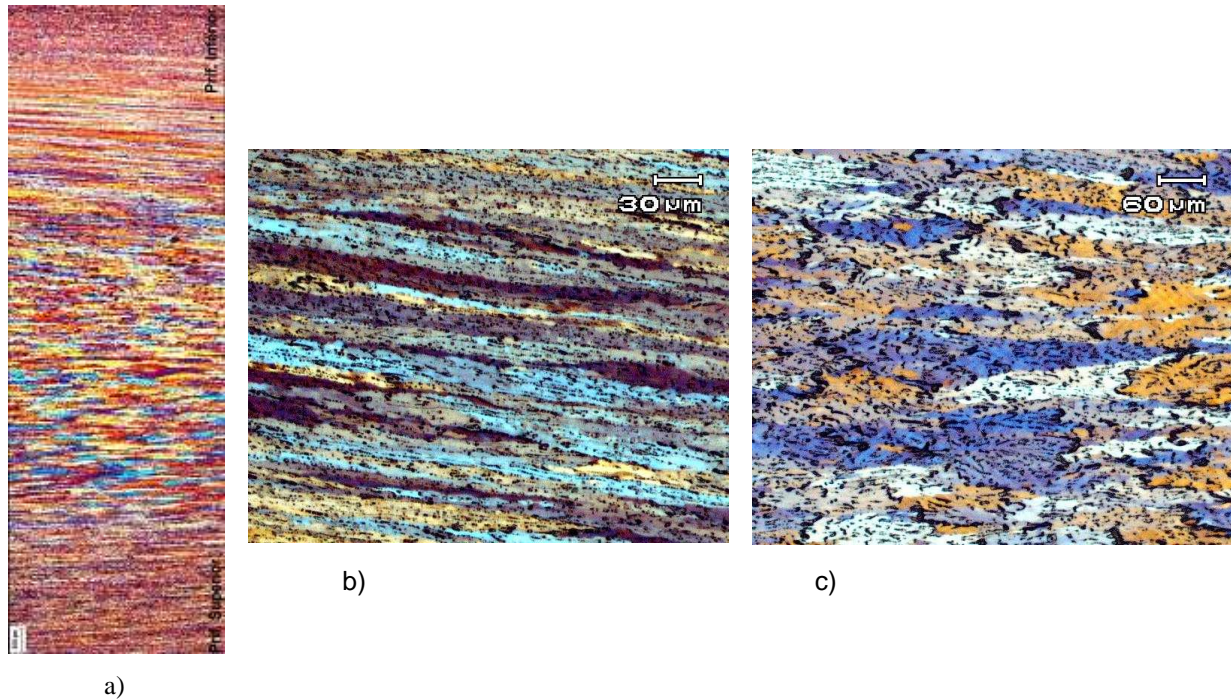


**Figura 1:** a) Vista superior do *caster* da CBA; b) desenho esquemático do processo de solidificação do metal em contato com os cilindros refrigerados.<sup>(2)</sup>

Ao entrar em contato com os cilindros o metal se solidifica e, posteriormente, sofre deformação. A temperatura de saída da chapa dos cilindros é em torno de 300°C, insuficiente para que ocorra recristalização, resultando em uma estrutura de grãos alongados na direção de laminação na superfície da chapa, como pode ser visto na Figura 2.

Solidificação e laminação a quente simultâneas produzem uma microestrutura característica de grão fino e partículas intermetálicas distribuídas com uma subestrutura de discordâncias causada pela laminação. A microestrutura é

significativamente diferente da encontrada em chapas provenientes do processo de vazamento semicontínuo (*direct chill*).<sup>(3)</sup>



**Figura 2:** Microestrutura da amostra de caster na liga 3003 na secção longitudinal: a) Toda a espessura da chapa;<sup>(4)</sup> b) Superfície e c) Centro.<sup>(1)</sup>

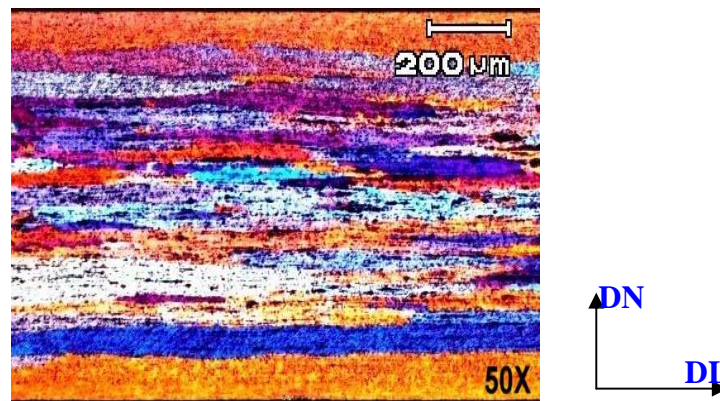
Uma das principais características da liga 3003 obtida pelo vazamento via caster é a existência de maior quantidade de elementos em solução sólida, em comparação com o processo de vazamento semicontínuo (*direct chill*). A alta taxa de resfriamento, em torno de 150°C/s para chapas com espessura de 7 mm, chegando a taxas acima de 300°C/s para a espessura de 3 mm, mantém elementos como Mn, Fe, Cu e Si retidos parcialmente em solução sólida supersaturada, já que o resfriamento rápido não permite a precipitação. A Tabela 1 mostra a solubilidade dos principais elementos de liga do alumínio em diferentes condições de temperatura.

**Tabela 1:** Solubilidade dos principais elementos de liga do alumínio (% em peso)<sup>(5)</sup>

<i>Elemento de liga</i>	<i>Solubilidade máxima no estado sólido</i>	<i>Solubilidade em temperaturas mais baixas</i>	<i>Diferença de raio atômico (%)</i>	<i>Estrutura cristalina</i>
<i>Si</i>	1,65 (577 °C)	0,05 (250 °C)	-6,3	<i>Cúbica</i>
<i>Fe</i>	0,052 (655 °C)	0,001 (400 °C)	-11,2	<i>CCC/CFC</i>
<i>Cu</i>	5,65 (548 °C)	0,2 (200 °C)	-11,2	<i>CFC</i>
<i>Mn</i>	1,82 (659 °C)	0,36 (500 °C)	-8,4	<i>Cúbica</i>
<i>Mg</i>	14,9 (451 °C)	2,95 (150 °C)	+11,9	<i>HC</i>
<i>Zn</i>	82,8 (382 °C)	4,4 (100°C)	-4,2	<i>HC</i>

O manganês retido parcialmente em solução sólida supersaturada tende a precipitar na forma de dispersóides durante posteriores tratamentos térmicos.<sup>(6)</sup> Os dispersóides retardam a recristalização e o tamanho de grão final chega a ser cinco vezes maior numa amostra de caster somente laminada a frio, quando comparada ao mesmo material homogeneizado.<sup>(7)</sup>

O tratamento de homogeneização é utilizado com objetivo de precipitar os elementos em solução sólida, propiciar crescimento e aumentar a homogeneidade no tamanho e distribuição dos precipitados. No caso da liga AA3003, os tratamentos convencionais de homogeneização resultam em uma microestrutura com grãos grosseiros na superfície, o que compromete o aspecto superficial e o desempenho na estampagem. A Figura 3 mostra uma chapa AA3003 na espessura final de 0,7 mm, homogeneizada a 500°C por 8 horas.

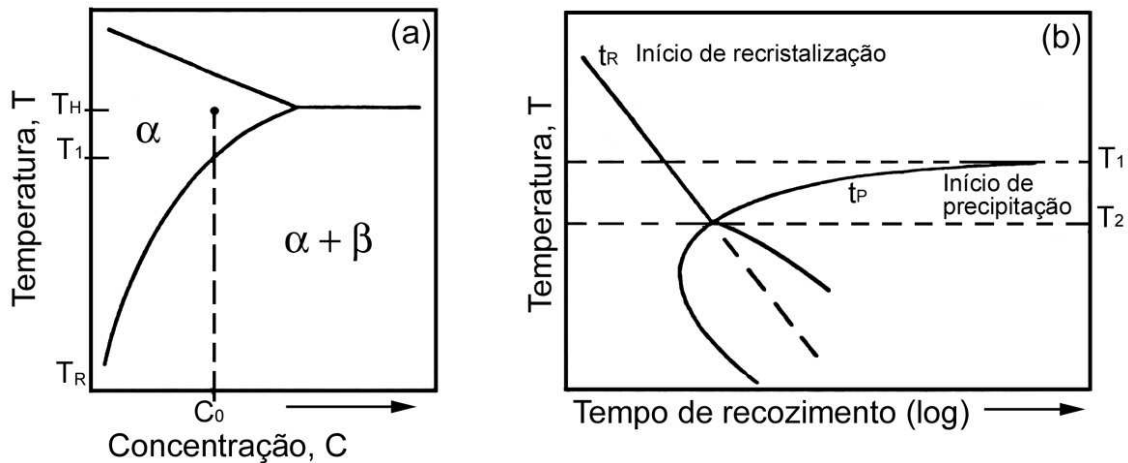


**Figura 3:** Microestrutura ao longo da espessura na direção longitudinal sob luz polarizada da amostra obtida por processo via caster. Material homogeneizado bruto de fundição (7 mm), laminado a frio até 1,08 mm, recozido e acabado na espessura de 0,762 mm (H14).

Nas ligas de alumínio, os compostos intermetálicos maiores formados durante a solidificação podem estimular a nucleação, acelerá-la e causar refino de grão, enquanto que os dispersóides atrasam a recristalização.<sup>(1)</sup>

Na liga AA3003, além da precipitação do Mn retido parcialmente em solução sólida supersaturada, há transformação da fase  $Al_6(FeMn)$  em  $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ .<sup>(8)</sup> Para conseguir resultados eficientes, o tratamento normalmente é feito em temperaturas acima de 500°C, por tempos que variam entre 10 horas e 20 horas.

Em uma liga supersaturada e deformada, partículas de segunda fase precipitam na mesma faixa de temperatura na qual ocorre a recristalização.



**Figura 4:** Ordem de ocorrência da recristalização e precipitação: a) Diagrama de fase esquemático de uma liga com concentração  $C_0$  homogeneizada a  $T_H$ ; b) Curva TTT envolvendo precipitação e recristalização.<sup>(9)</sup>

Com base na Figura 4, é possível afirmar que quando a temperatura de recozimento é maior que  $T_1$ , tem-se a ocorrência de recristalização, enquanto entre  $T_1$  e  $T_2$ , ocorre precipitação após recristalização e em temperaturas menores que  $T_2$ , tem-se precipitação de partículas antes da recristalização. Os precipitados formados influenciam o rearranjo de discordâncias durante a recuperação e a migração dos contornos de baixo ângulo, atrasando a recristalização. Tratamentos térmicos de recozimento em fornos estacionários favorecem a condição de recozimento abaixo de  $T_1$ , devido ao longo tempo de aquecimento.<sup>(10)</sup>

O ensaio de condutividade elétrica é um bom indicativo em relação à precipitação, já que cada átomo em solução sólida representa um defeito que atua diminuindo a mobilidade dos elétrons livres responsáveis pela condução. Quando ocorre precipitação, um número grande de átomos se junta numa partícula que atua como defeito localizado, reduzindo o número total de obstáculos. Portanto, a precipitação acarreta aumento de condutividade elétrica.<sup>(4)</sup>

## 2.MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras para o trabalho foram retiradas de uma bobina na liga AA3003 homogeneizada com 7 mm de espessura, laminada a frio até a espessura final de 0,5 mm e recozida em forno industrial. Os principais parâmetros do caster estão listados abaixo:

Temperatura da água – Entrada 29°C e saída 32°C;

Velocidade de vazamento – 1m/min;

Temperatura de vazamento – 710°C;

A bobina foi vazada com 2.080 mm de largura, 7 mm de espessura, 600 mm de diâmetro interno e 1.970 mm de diâmetro externo.

A composição química foi analisada num espectrômetro de emissão óptica da marca ARL, modelo 3460.

A especificação dada pela norma NBR 6834 é apresentada na Tabela 2.

**Tabela 2:** Composição química especificada

Liga	Si	Mn	Fe	Mg	Cr	Ti	Cu
3003	0,6 max.	1,0 – 1,5	0,7 max.	0,001	---	---	0,10 – 0,20

O ensaio de tração foi realizado conforme as normas DIN 51221-1 e DIN EN10002-2. As propriedades mecânicas para cada têmpera são especificadas pela NBR 7823 e podem ser vistas na tabela 3.

**Tabela 3:** Propriedades mecânicas de acordo com a NBR 7823

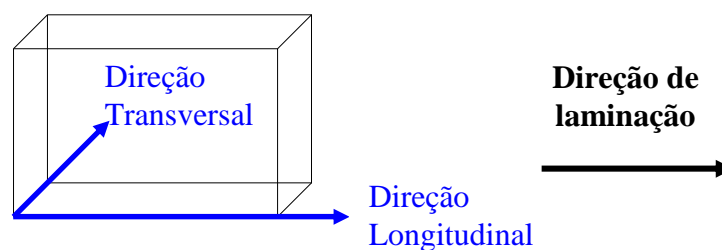
Têmpera	LRT (Mpa)		LE (Mpa)	Alongamento (%)
O	95	130	35	22
H12	120	160	85	5
H14	140	180	115	3
H16	165	205	145	3
H18	180	-	165	2
H19	195	-	-	2

Os corpos de prova foram cortados com as dimensões de face 0,50 X 10 mm e profundidade de 2 mm, ou na espessura total da amostra. Depois de embutidos, foram lixados com lixas de carboneto de silício de 220, 400, 600 e 800, com posterior limpeza em ultra-som.

Para a revelação de precipitados, foi utilizada solução aquosa de HF 0,5% como reagente e o ataque ocorreu por meio de imersão a frio por 25 s a 30 s.

Para as imagens com luz polarizada, as amostras foram atacadas com solução Barker (4,5 ml de ácido fluobórico, HBF<sub>4</sub>, em 200 ml de água destilada) por 3 min e 20 V.

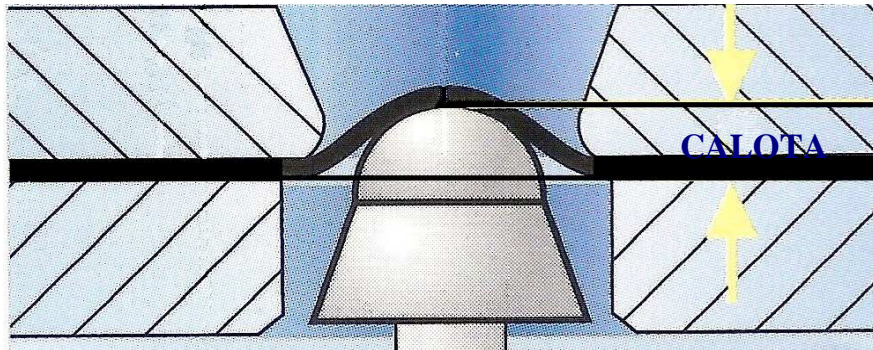
As imagens foram obtidas na direção longitudinal ao sentido de laminação, conforme direções indicadas na Figura 5.



**Figura 5:** Definição das direções utilizadas para a análise metalográfica.

As micrografias foram obtidas com um microscópio óptico Olympus BX51M e uma câmera digital Olympus DP12.

O ensaio Erichsen foi realizado no equipamento com capacidade de 60 KN, instalado na CBA. Neste teste o material sofre deformação através de um punção esférico, no qual o material é submetido a um sistema biaxial de tensões de tração, em geral simétrico, simulando uma operação de conformação por estiramento.<sup>(11)</sup> A figura 6 ilustra o local onde a chapa é deformada no ensaio.



**Figura 6:** Ilustração esquemática do ensaio Erichsen, com punção esférico e matriz de seção circular.

### 3.RESULTADOS

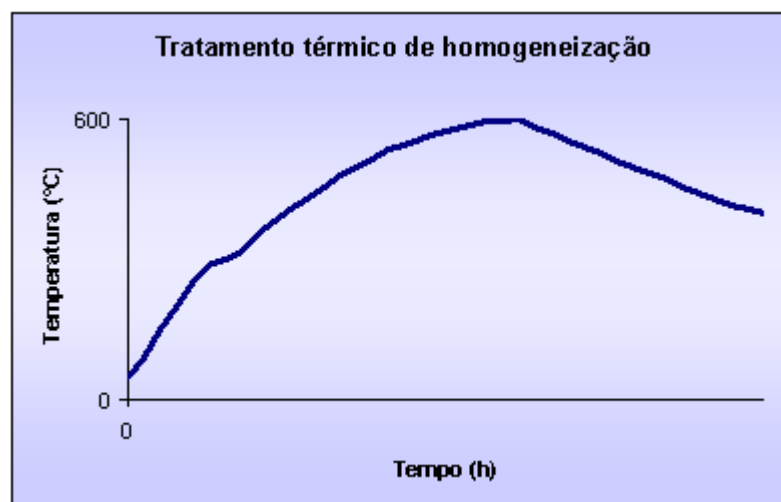
A Tabela 4 e mostra a composição química da amostra.

**Tabela 4:** Composição química da amostra

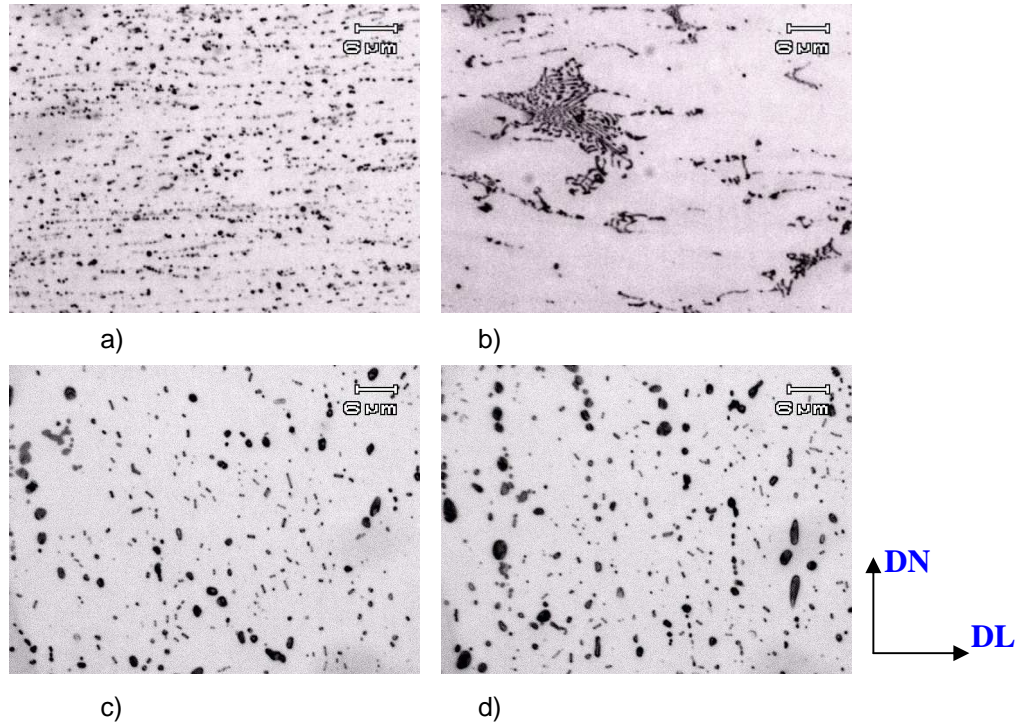
Liga	Si	Mn	Fe	Mg	Cr	Ti	Cu
3003	0,15	1,09	0,64	-	-	0,02	0,16

Para conseguir controle do tamanho de grãos, o material foi submetido ao tratamento de homogeneização, desenvolvido com o objetivo de precipitar o Mn retido parcialmente em solução sólida, além de melhorar a distribuição e tamanho dos precipitados.

No tratamento térmico planejado, o material é inicialmente aquecido até 600°C e em seguida sofre resfriamento lento, para garantir que o Mn não fique retido em solução sólida. A Figura 7 mostra o ciclo térmico utilizado e a Figura 8 as micrografias na superfície e centro das chapas antes e após o tratamento térmico.



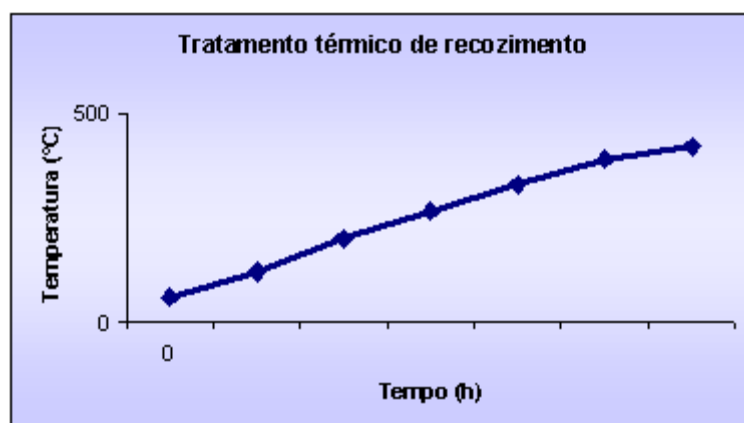
**Figura 7:** Curva de temperatura do tratamento térmico de homogeneização.



**Figura 8:** Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA3003: a) Bruta de fusão – superfície; b) Bruta de fusão – centro; c) Homogeneizada - superfície e d) Homogeneizada – centro.

A Figura 8 mostra que a homogeneização propiciou crescimento dos precipitados e a redução dos dispersóides. Com o aumento da temperatura, o Mn difunde-se e há crescimento dos dispersóides. As partículas primárias também crescem consumindo os dispersóides próximos.<sup>(6)</sup>

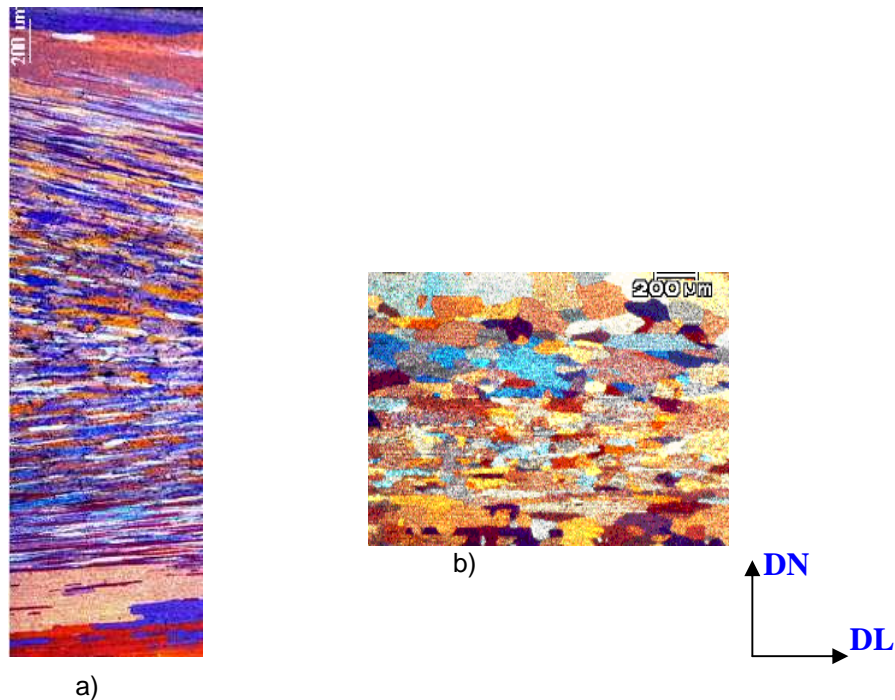
O material foi laminado até a espessura de 1,40 mm e passou pelo tratamento de recristalização com a finalidade de minimizar a heterogeneidade e, principalmente, reduzir o tamanho de grãos na superfície. A Figura 9 ilustra o tratamento térmico.



**Figura 9:** Curva de temperatura do tratamento térmico de recozimento.

A Figura 10 ilustra o efeito do tratamento intermediário, com redução significativa na heterogeneidade de tamanho de grãos quando comparada ao material homogeneizado.

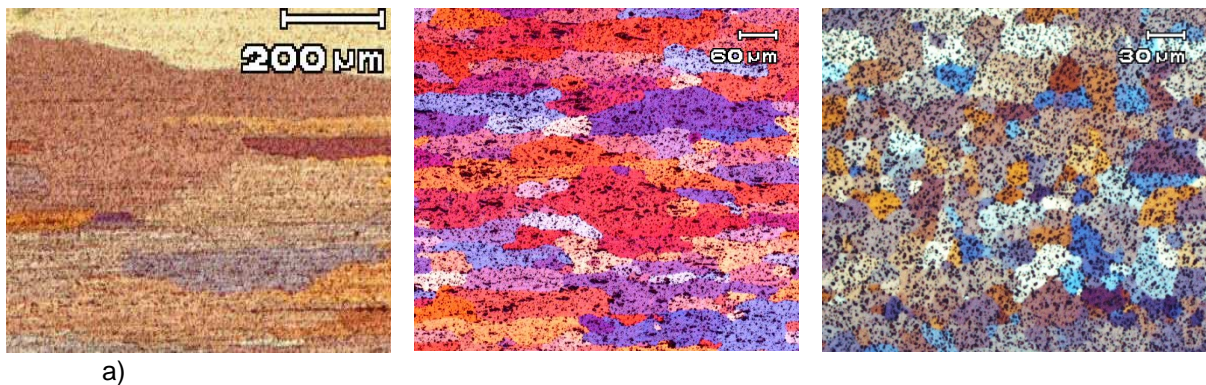




**Figura 10:** Microestrutura sob luz polarizada na direção longitudinal da amostra de caster AA3003: a) Após homogeneização e b) Espessura de 1,40mm após tratamento intermediário.

O material foi laminado até a espessura final de 0,50 mm e seguiu para o tratamento de recozimento final, ilustrado na Figura 9.

A microestrutura do material recristalizado está ilustrada na Figura 11 – c), comparada ao material de caster AA3003 sem homogeneização – a) e com homogeneização convencional a 500°C por 8 horas – b).



**Figura 11:** Microestrutura sob luz polarizada na direção longitudinal da amostra de caster AA3003, recristalizada a 500 °C por 1 hora, com 0,5 mm de espessura: a) Sem homogeneização; b) Homogeneizado a 500 °C por 8 horas e c) homogeneizado com o tratamento a 600 °C e resfriamento controlado

Os resultados comparativos do ensaio de tração e Erichsen podem ser vistos na Tabela 5.

**Tabela 5:** Resultados dos ensaios de tração e Erichsen do material AA3003 de caster com espessura 0,50 mm. Homogeneizado com resfriamento controlado, com recozimento intermediário e final; sem homogeneização e homogeneizado a 500°C por 8 horas. Especificação interna de acordo com requisitos de clientes da linha de defletores de calor

	<b>LRT (MPa)</b>	<b>LE (MPa)</b>	<b>Al (%)</b>	<b>Erichsen</b>
<b>Especificado</b>	<b>95 - 130</b>	<b>35 Mínimo</b>	<b>&gt; 20</b>	<b>&gt; 7mm</b>
<b>Sem homogeneização</b>	<b>139</b>	<b>90</b>	<b>10</b>	<b>5,9</b>
<b>Homogeneizado</b>	<b>128</b>	<b>61</b>	<b>14</b>	<b>6,7</b>
<b>Homogeneização com resfriamento controlado</b>	<b>108</b>	<b>56</b>	<b>26</b>	<b>8,9</b>

Os resultados do ensaio Erichsen mostram que o material sem homogeneização apresenta o pior resultado na conformação, enquanto o material homogeneizado com resfriamento controlado apresenta o melhor resultado.

O processo desenvolvido foi testado e aprovado em clientes que produzem defletores de calor utilizados pela indústria automotiva entre a carroceria e o sistema de escapamento de veículos.

#### **4 CONCLUSÃO**

A estampabilidade da liga AA3003 foi otimizada por meio do tratamento térmico de homogeneização com resfriamento controlado e recozimento intermediário. O tratamento causou diminuição da heterogeneidade e redução do tamanho médio de grãos. O material tratado apresentou 116 % de aumento do alongamento, 30 % de redução no limite de escoamento, 16 % de redução no limite de resistência a tração e 51 % de aumento na altura da calota Erichsen.

#### **Agradecimentos**

À Companhia Brasileira de Alumínio, CBA, pelo incentivo à realização deste trabalho. A todos os colegas de trabalho que colaboraram com amostras, ensaios e discussões.

#### **REFERÊNCIAS**

- 1 FERNANDES, R. C. Efeito dos teores de manganês e de ferro na evolução microestrutural de duas ligas do sistema Al-Fe-Mn-Si obtidas por lingotamento contínuo (twin roll caster). São Paulo, 2006. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- 2 GODINHO, W. Obtenção de produtos laminados de alumínio através do vazamento contínuo de bobinas. I Seminário Alumínio para Utensílios Domésticos. ABAL. São Paulo junho, 2004.
- 3 FERNANDES, R.C.; MARTINS, J.P.; PADILHA, A F.; GALEGO, E. Caracterização da microestrutura e da textura de uma chapa de alumínio da série 3XXX produzida pelo processo Roll Caster In: Seminário Internacional de Tecnologia da Indústria do Alumínio, 8., São Paulo, 2002. São Paulo: ABAL, 2002. p. 642-651
- 4 MINATEL, R. Um estudo comparativo sobre a recristalização de chapas de alumínio AA1200 e AA3003 obtidas por lingotamento contínuo (twin roll caster) e por fundição de placas (direct chill). São Paulo, 2009. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

- 5 PADILHA, A. F. Encruamento, recuperação, recristalização e textura do alumínio e suas ligas. In: SEMINÁRIO DE METAIS NÃO FERROSOS, 10, 2002. São Paulo, ABM, 2002.
- 6 LI, Y.J.; ARNBERG, L. Quantitative Study on the precipitation behavior of dispersoids in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization. *Acta materialia*, vol. 51, pp. 3415-3428, 2003.
- 7 HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. 2<sup>a</sup> ed. Oxford, Pergamon, 556p, 2004.
- 8 ALEXANDER, D.T.L.; GREER, A. L. Solid state intermetallic transformations in 3XXX aluminium alloys. *Acta materialia*, vol. 50, pp 2571-2583, 2002.
- 9 KÖSTER, U. Recrystallization involving a second phase. *Metal Science*, vol. 8(5), pp. 151-160, 1974.
- 10 PADILHA, A.F.; SICILIANO Jr. F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3<sup>a</sup> ed. São Paulo, ABM, 2005. 232p.
- 11 SOUZA, S.A.; *Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos*. São Paulo. Ed. Edgard Blücher. 5 ed.; 286p. 1982.