

## Efeito dos teores de Mn e de Fe na evolução microestrutural de duas ligas do sistema Al-Fe-Mn-Si obtidas por fundição contínua de chapas (*Twin Roll Caster*)

(Effect of Mn and Fe contents on the microstructural evolution of two twin roll caster Al-Fe-Mn-Si alloys)

Ricardo do Carmo Fernandes

*Dr., Pós-Graduado pelo Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP  
Engenheiro da Companhia Brasileira de Alumínio CBA  
E-mail: ricardo.fernandes@aluminiocba.com.br*

Angelo Fernando Padilha

*Dr., Professor Titular - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP  
E-mail: padilha@usp.br*

### Resumo

Com o crescimento constante da utilização do processo twin roll caster para a obtenção de chapas de alumínio, torna-se cada vez mais necessário um melhor conhecimento das características das chapas obtidas por este processo. Foram estudadas, nesse trabalho, duas ligas não tratáveis termicamente, 3003 (1,2%Mn; 0,6%Fe) e 8106 (0,4%Mn; 1,5%Fe). As amostras foram retiradas de chapas com 7 mm de espessura a partir de bobinas brutas de fundição e após tratamento térmico de homogeneização de 500°C por 12 horas. As técnicas utilizadas para a caracterização das amostras foram: microscopia óptica com auxílio de luz polarizada, ensaio de microdureza, além dos ensaios de condutividade elétrica.

**Palavras-chave:** Alumínio, lingotamento contínuo, homogeneização, microestrutura.

### Abstract

*The continuous growth in the usage of the twin roll caster process for aluminum plate production demands a better understanding of the plate's final characteristics. In this work two non-heat treatable largely-used aluminum alloys, namely 3003 (1.2%Mn; 0.6%Fe) and 8106 (0.4%Mn; 1.5% Fe), have been studied. Samples were obtained from 7mm thick plates stemming from rolls in the as-cast condition and after 500°C/12h homogenizing heat treatment. The techniques employed in the sample characterization included: polarized light optical microscopy, microhardness and electrical conductivity tests.*

**Keywords:** Aluminium, twin roll caster, homogenization, microstructure.

## 1. Introdução

O uso da tecnologia denominada de “twin roll caster” para produzir laminados de alumínio, que, nesse trabalho, será denominado apenas por *caster*, começou a crescer nos anos 70 e hoje contribui, significativamente, na manufatura de produtos laminados de alumínio. A grande vantagem do *caster* é converter o metal fundido diretamente em chapa bobinada, pronta para laminação a frio, eliminando, assim, as operações associadas ao tradicional método de vazamento de placas D.C. (“Direct Chill”), que requer posterior laminação a quente (Birolet et al., 2002). Os estudos da microestrutura, aliados às respectivas medidas de condutividade elétrica, poderão propiciar uma otimização dos processos já estabelecidos industrialmente, além de proporcionar mais conhecimentos para a utilização desses produtos em aplicações de estampagem (Essadiqui et al., 1990).

O sistema de vazamento *caster* consiste na produção de chapas de alumínio a partir da passagem de metal líquido por dois cilindros refrigerados a água, combinando solidificação e laminação a quente em uma única operação. O produto final são chapas em bobinas com espessuras que podem variar de 2,5 a 20 mm e a largura atingindo valores de 2150 mm (Gupta et al., 1999; Hamer et al., 1999).

## 2. Metodologia

As amostras foram retiradas de bobinas vazadas no equipamento *caster*, pertencente à Companhia Brasileira de Alumínio (CBA). As bobinas foram vazadas com 7 mm de espessura, 1360 mm de largura e 2000 mm de diâmetro externo. As bobinas, após o vazamento, foram resfriadas ao ar (não forçado) e

divididas em sua extensão em duas partes, sendo que uma delas foi homogeneizada a 500°C por 12 horas em um forno industrial.

Para a análise metalográfica com luz polarizada, as amostras passaram por um processo de oxidação anódica, por meio da imersão em uma solução de Barker (solução aquosa de  $\text{HBF}_4 - 1,8\%$ ), e foram submetidas a uma ddp de 20 V durante 3 minutos, em uma fonte de corrente contínua.

A condutividade elétrica foi medida com auxílio de um condutivímetro de contato, modelo Tecnatron DC-9, utilizando-se, como padrão, uma chapa de alumínio de 58,2 % IACS.

## 3. Resultados e discussão

As análises de composição química foram realizadas em três posições diferentes ao longo da espessura da amostra (superfície, a  $\frac{1}{4}$  da espessura e no centro). A relação Mn/Fe, conforme a Tabela 1, é de 1,94 para a liga 3003 e de 0,26 para a liga 8106. No entanto, apesar dessa diferença, a soma dos teores de manganês, ferro e silício, nas duas ligas, resulta em valores muito próximos, entre 1,9 e 2,0%.

A não variação da composição química, ao longo da espessura da chapa, permite afirmar que o processo *caster* não ocasiona diferenças significativas de composição química. As diferenças detectadas estão dentro do erro experimental de análise. Isto demonstra que a diferença na taxa de solidificação, entre a superfície da chapa, que está em contato com o cilindro, e o centro da mesma, não é suficiente para originar macrossegregações possíveis de serem analisadas quantitativamente na análise química por meio de um espectrômetro de emissão óptica.

**Tabela 1** - Análise de composição química (% em massa) ao longo da espessura da amostra com 7 mm das ligas 3003 e 8106.

		%Si	%Mn	%Fe	%Mg	%Cr	%Cu	%Ti
3003	Superfície	0,084	1,224	0,631	0,001	0,004	0,120	0,024
	$\frac{1}{4}$ da espessura	0,083	1,223	0,630	0,001	0,004	0,120	0,029
	Centro	0,084	1,221	0,631	0,001	0,004	0,120	0,028
8106	Superfície	0,098	0,387	1,510	0,007	0,003	0,019	0,028
	$\frac{1}{4}$ da espessura	0,099	0,388	1,505	0,007	0,004	0,019	0,027
	Centro	0,100	0,387	1,512	0,007	0,004	0,020	0,027

### %Mn + %Fe + %Si no centro da chapa

**3003:**  $0,631(\%Fe) + 1,221(\%Mn) + 0,084 (\%Si) = 1,936\%$

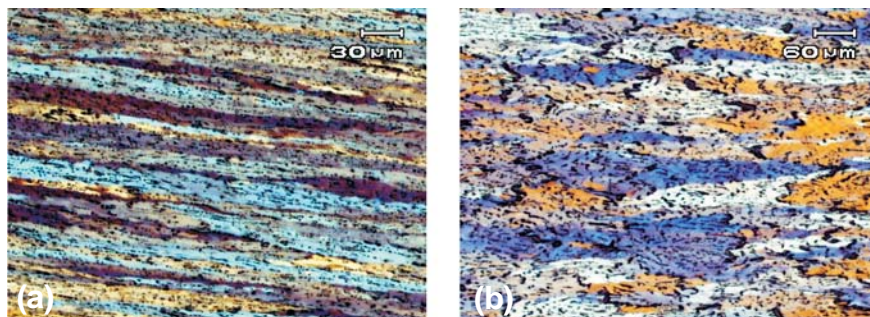
**8106:**  $1,512(\%Fe) + 0,387(\%Mn) + 0,100 (\%Si) = 1,999\%$

### 3.1 Amostras brutas de fundição

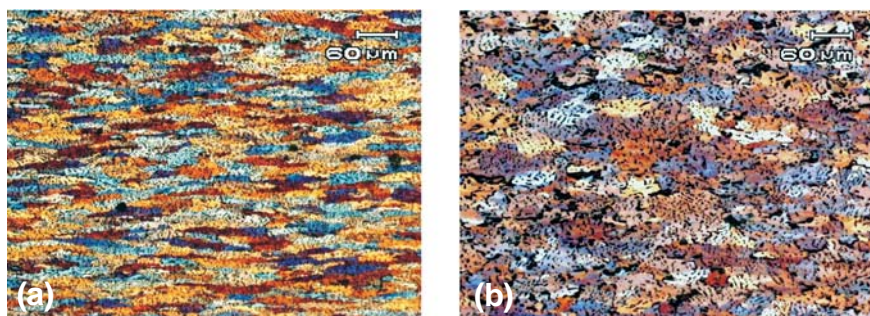
As Figuras 1, 2, 3 e 4 apresentam micrografias das amostras 3003 e 8106 brutas de fundição nas secções longitudinal e transversal, em relação à direção de laminação. Pode-se notar a presença de precipitados orientados na direção de solidificação. A microestrutura próxima à superfície apresenta uma dispersão de partículas mais fina ao se comparar com a região central. Isto é uma evidência de que essa parte da chapa sofreu um resfriamento mais rápido ao entrar em contato com o cilindro do equipamento caster.

As micrografias das amostras brutas de fundição na secção longitudinal apresentam uma microestrutura composta por grãos colunares. Na superfície, os grãos estão orientados aproximadamente a 45° da direção de solidificação e são mais alongados que os da região central. Isto ocorre devido à soma de fatores de extração de calor na direção radial do cilindro do caster, da direção de solidificação da chapa e da deformação a quente presente logo após a solidificação. À medida que a solidificação caminha para o centro, os grãos vão diminuindo o ângulo de orientação. Na região central, que possui uma taxa de solidificação mais baixa, estão menos alongados e paralelos à direção de solidificação (Slámová et al., 2004; Tricibar & Jin, 1999).

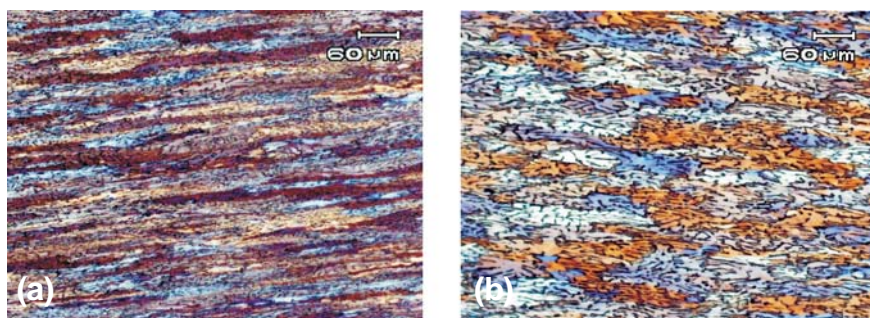
Com uma menor taxa de resfriamento no centro da chapa, há o favorecimento de numerosas colônias com morfologia tipo dendrítica combinadas com partículas alongadas menores e arredondadas. Desta forma, verifica-se que, na região superficial, há a presença de intermetálicos menores, enquanto que, na região central, ocorre uma considerável incidência de colônias eutéticas situadas nas regiões interdendríticas. A alta taxa de resfriamento do material caster (200 a 700°C/s) origina uma microestrutura bruta de fundição caracterizada por alto grau de saturação e partículas primárias pequenas (Straatsma et al. 1999).



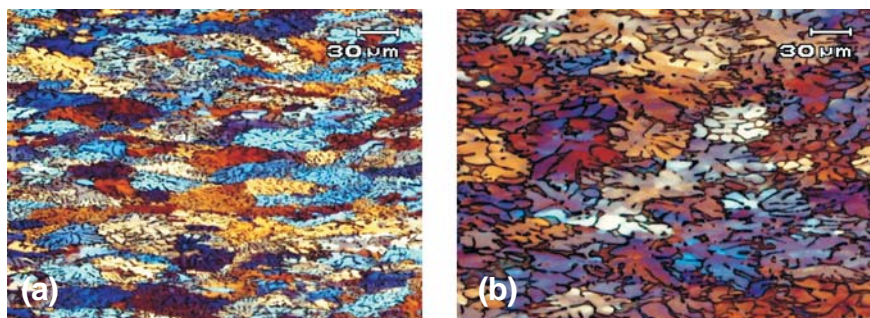
**Figura 1** - Microestruturas da amostra 3003 bruta de fundição na secção longitudinal: (a) superfície, (b) centro.



**Figura 2** - Microestrutura da amostra 3003 bruta de fundição na secção transversal (a) superfície, (b) centro.



**Figura 3** - Microestrutura da amostra 8106 bruta de fundição na secção longitudinal (a) superfície, (b) centro.



**Figura 4** - Microestrutura da amostra 8106 bruta de fundição na secção transversal (a) superfície, (b) centro.

Como o ferro possui uma menor solubilidade no alumínio (solubilidade máxima: 0,052% em massa) do que o manganês (solubilidade máxima: 1,82% em massa), mesmo com a alta taxa de resfriamento, o ferro se apresenta quase que totalmente na forma de intermetálicos, ao contrário do manganês da liga 3003, que se encontra parcialmente em solução sólida na matriz. Portanto, em ligas Al-Fe-Mn, devido à maior tendência dos átomos de ferro segregarem, os intermetálicos formados durante a solidificação contêm mais ferro do que manganês (Dehmas et al., 2004). Os precipitados presentes na liga 3003 são do tipo  $MnAl_6$ , enquanto que, na liga 8106, ocorrem precipitados dos tipos  $(Fe,Mn)Al_6$  e  $(Fe,Mn)Al$  (Mondolfo, 1977).

A maior velocidade de solidificação, na região superficial da chapa, característica própria do processo caster, induz uma considerável variação na quantidade e distribuição das partículas de segunda fase ao longo da espessura. Isto ocorre porque a velocidade de resfriamento do processo possibilita a nucleação de partículas de segunda fase, porém não há tempo suficiente para que haja difusão e crescimento das mesmas (Dehmas et al., 2004).

A Tabela 2 confirma que a presença de elementos de liga, tais como ferro, manganês e silício, propicia um decréscimo na condutividade do alumínio puro (64,94 %IACS). Esse fato ressalta a maior influência do elemento manganês na condutividade elétrica da liga de alumínio do que o ferro.

Como a dureza do material é diretamente proporcional ao teor de manganês presente em solução sólida, a liga 3003 apresentou um valor superior à 8106 (vide Tabela 3).

### 3.2 Amostras homogeneizadas

Nesse item, serão apresentados os resultados das amostras homogeneizadas a 500°C por 12 horas das ligas 3003 e 8106. A amostra 3003 homogeneizada, da mesma forma que a bruta de fundição, apresentou maior quantidade de precipitados na região superficial. Porém ve-

rificou-se que o tratamento térmico de homogeneização promoveu um aumento no número de precipitados mais finos. A precipitação secundária tornou-se efetiva após um longo tempo de incubação antes de iniciar a decomposição da solução sólida supersaturada. A homogeneização promoveu um crescimento maior de grãos na região superficial da amostra. Esse crescimento está associado à ocorrência de deformação plástica, nessa região, e a baixa densidade de precipitados, decorrente da alta taxa de resfriamento. Portanto a energia acumulada com o encruamento, ligada aos poucos locais para nucleação de novos grãos por meio de recristalização, gera o aparecimento de grãos exageradamente grandes na região superficial (Mathew et al., 1984).

A amostra 8106 homogeneizada apresentou uma quantidade de precipitados similar nas regiões superficiais e centrais (esse fenômeno foi também verificado na amostra bruta de fundição), porém houve um refinamento desses precipitados, evidenciando uma precipitação secundária.

A microscopia óptica das amostras homogeneizadas revelou uma microestrutura recristalizada composta por grãos alongados ocorrendo em maior proporção próxima a superfície e não no centro. Essa morfologia indica que a taxa de crescimento de grãos recristalizados é maior ao longo da direção de laminação do que na direção transversal, possivelmente devido ao alinhamento das partículas de segunda fase ao longo da direção de laminação. Além disso, também revelou que a supersaturação de soluto mais proximamente à superfície é mais pronunciada em comparação com o centro, como consequência da mais alta taxa de solidificação.

Na região central, as amostras homogeneizadas revelaram uma profunda mudança morfológica em relação aos constituintes intermetálicos e sua distribuição. As colônias de morfologia dendrítica foram completamente eliminadas e a orientação preferencial na distribuição de partículas presente na amostra bruta de fundição foi alterada por uma mais homogênea, composta por fases

globulares maiores. Um grande número de partículas após homogeneização revelou um enriquecimento em manganês, ferro e silício, fato que indica, conseqüentemente, um empobrecimento da matriz supersaturada (Puchi et al., 1995).

A presença de ferro na liga Al-Mn afeta a cinética de difusão dos átomos de manganês. Como os átomos de manganês difundem mais rapidamente do que os de ferro, ocorre a substituição de manganês por ferro na fase  $(Fe,Mn)Al_6$ . Esse fenômeno ocorre durante a homogeneização, onde o manganês difunde-se para o  $(Mn,Fe)Al_6$  até que essa fase atinja sua estabilidade máxima a  $Al_6(Mn_{0,5}Fe_{0,5})$  (Murakami, 1996).

As medidas de condutividade elétrica das amostras ao longo de suas espessuras estão na Tabela 4. O aumento de condutividade deve-se à formação de precipitados contendo, no caso das ligas estudadas nesse trabalho, manganês e ferro. A diminuição do teor desses elementos em solução sólida proporcionou um aumento da condutividade elétrica.

**Tabela 2** - Medidas de condutividade elétrica da amostras 3003 e 8106 brutas de fundição.

	% IACS
<b>3B</b>	28,2
<b>8B</b>	41,7

**Tabela 3** - Dureza *Brinell* das amostras 3003 e 8106 brutas de fundição.

Amostra	Dureza (HB)
<b>3003</b>	50,9
<b>8106</b>	47,7

**Tabela 4** - Medidas de condutividade elétrica das amostras 3003 e 8106 homogeneizadas.

	% IACS
<b>3003</b>	49,0
<b>8106</b>	54,4

A liga 3003 (0,6%Fe; 1,2%Mn), tanto no estado bruto de fundição, quanto no homogeneizado, apresentou uma condutividade menor do que a liga 8106 (1,5%Fe; 0,4%Mn). Esse fato ressalta a maior influência do elemento manganês, na condutividade elétrica da liga de alumínio, do que o ferro. Após a homogeneização, com a precipitação de intermetálicos contendo ferro e manganês e a conseqüente diminuição da supersaturação da matriz, ocorre o aumento da condutividade. Na liga 3003, o tratamento de homogeneização resultou num aumento de 70% na condutividade, bem maior que na liga 8106 (31%).

Após a homogeneização das amostras, verifica-se que há uma redução da dureza (Tabela 5). No caso da liga 3003, a redução foi de 30%, enquanto que, na 8106, a redução foi de 41%. Como essa redução ocorre basicamente devido ao processo de recuperação e recristalização, ou seja, eliminação de defeitos cristalinos, isto evidencia o encruamento presente no material bruto de fundição, característico do processo caster. O empobrecimento de soluto em solução sólida na matriz também contribui para a queda da dureza, principalmente na liga 3003. As precipitações não causam endurecimento, pois as duas ligas estudadas não sofrem endurecimento por precipitação coerente; o que era esperado, já que não são ligas tratáveis termicamente.

## 4. Conclusões

Não foi constatada variação de composição química ao longo da espessura das chapas provindas do caster. Por outro lado, a microestrutura variou, significativamente, ao longo da espessura das chapas, apresentando um aspecto típico de deformação na região superficial com grãos alongados e orientados na direção de solidificação da chapa. A maior presença de ferro na liga 8106, que é um formador de intermetálicos, promoveu uma maior quantidade de precipitados com tamanhos maiores. A menor condutividade elétrica da liga 3003, bru-

ta de fundição, se deve à maior presença de manganês em solução sólida.

O tratamento térmico de homogeneização proporcionou um aumento do número de precipitados, devido à precipitação secundária. A homogeneização promove uma diminuição dos teores de ferro e, principalmente, de manganês em solução sólida por meio da precipitação, resultando no aumento da condutividade. A maior variação ocorreu na amostra 3003 homogeneizada, evidenciando a maior influência do manganês, na condutividade, do que o ferro. Após o tratamento térmico, detectou-se a presença de grãos exageradamente grandes nas proximidades da superfície das chapas.

## 5. Referências bibliográficas

- BIROL, Y., ZEYBEKOGLU, H.G., OKUMUS, E., KARA, G., AKKURT, A S; ROMANOWSKI, C. The response of twin roll cast aluminum strips to thermo-mechanical processing. *Light Metals*, TMS Publications. Edited by SCHNKINER, W. A collection of papers from the 2002 TMS Annual Meeting and Exhibition, Seattle, Washington, Feb., 2002. CD-Rom.
- DEHMAS, M., E., ARCHAMBAULT, P., SERRIERE, M., GAUTIRER, E., GANDIN, Ch-A. Evolution of primary precipitates in a AA3003 alloy during isothermal holdings. *Aluminium*, v.80, p. 619-623, Jun., 2004.
- ESSADIQUI, E., HAMEL, F.G., MASOUNAVE, J. Structure and mechanical properties of a strip cast Al-Si alloy. *Light Metals*, p. 963-966, 1990. TMS Publications. Edited by: BICKERT, C. M. A collection of papers from the 1990. TMS Publications. Annual Meeting and Exhibition, Anaheim, California, Feb., 1990.
- GUPTA M., COOK, D.P., SAHAI, Y., Strip casting of aluminum using twin roll casters. *Light Metals*, p. 925-930, 1999. TMS Publications. Edited by: ECKERT, C. E. A collection of papers from the 1999 TMS Annual Meeting and Exhibition, San Diego, California, Feb., 1999.
- HAMER, S., SMITH, D., YILDIZBAYRAK, G., TARAGIO, B., ROMANOWSKI, C. Twin roll casting of aluminum to 2,5mm gauge - production experience and process improvements. *Light Metals*, p.931-937, 1999 TMS

**Tabela 5** - Dureza das amostras 3003 e 8106 homogeneizadas.

Amostra	Dureza (HB)
3003	35,5
8106	28,4

- Publications. Edited by: ECKERT, C.E. A collection of papers from the 1999 TMS. Annual Meeting and Exhibition, San Diego, California, Feb., 1999.
- MATHEW, E.V., RAMACHANDRAN, T.R., GUPTA, K.P., DAS, S., Homogenization of commercial Al-Mn alloys. *Journal of Materials Science Letters*, v. 3, p. 605-610, 1984.
- MONDOLFO, L.F. *Manganese in aluminium alloys*. Norwich. The Manganese Center, Page Bros, Mile Croos Lane, 1977. 118p.
- MURAKAMI Y. Aluminium-based alloys. In: *Materials Science and Technology*. Edited by: CAHN, R. W., HAASEN, P. and KRAMER, E. J. v. 8: Structure and properties of nonferrous alloys, Edited by: MATUCHA, K. H. p. 213-276, VCH, Weinheim (Germany), 1996.
- PUCHI, E.S., STAIA, M., VILLALOBOS, C., PIÑEIRO, A. Cold-rolling and annealing of a commercial twin roll cast Al-Fe-Si alloy. *Light Metals*, p. 1155-1160, 1995. TMS Publications. Edited by: EVANS, J. W., ECKERT, C.E. A collection of papers from the 1995 TMS Annual Meeting and Exhibition, Las Vegas, California, Feb., 1995.
- SLÁMOVÁ, M., OCENASEK, V., VANDER VOORT, G. Polarized light microscopy: utilization in the investigation of the recrystallization of the aluminum alloys. *Materials Characterization*, v. 52, p.165-177, 2004.
- STRAATSMA, E.N., KOOL, W.H., KATGERMAN, L. Heat transfer in the single-roll strip casting process. *Light Metals*, p.919-923, 1999. TMS Publications. Edited by C.E. Eckert; A collection of papers from the 1999 TMS. Annual Meeting and Exhibition, San Diego, California, Feb., 1999.
- TRICIBAR, R., JIN, I. Rolling aspects of twin roll casting. *Light Metals*, p. 1129-1143, 1999. TMS Publications. Edited by: ECKERT, C.E. A collection of papers from the 1999 TMS. Annual Meeting and Exhibition, San Diego, California, Feb., 1999.

**Artigo recebido em 06/01/2008 e  
aprovado em 11/03/2008.**