

Um estudo comparativo entre chapas produzidas pelos processos de lingotamento contínuo e de lingotamento semicontínuo da liga AA4006: microestrutura e textura cristalográfica

A comparative study in AA4006 alloy strips produced by twin roll caster and direct chill processes: microstructure and crystallographic texture

Fabrcio Mendes Souza

Químico Industrial e
Mestre em Engenharia de Materiais.
Aluno de Doutorado do Departamento de
Eng. Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.
fasouza@usp.br

Nelson Batista de Lima

Prof. Dr., Pesquisador Titular do IPEN.
nblima@ipen.br

Ronald Lesley Plaut

Ph.D., Professor Associado do Departamento
de Eng. Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.
rlplaut@usp.br

Ricardo do Carmo Fernandes

Dr., Pós-Graduado pelo Departamento de
Eng. Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.
Eng. da Companhia Brasileira de Alumínio CBA.
ricardo.fernandes@vmetaiscba.com.br

Angelo Fernando Padilha

Dr.-Ing., Professor Titular do Departamento de
Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.
padilha@usp.br

Resumo

Nesse trabalho, foi realizado um estudo comparativo da microestrutura e da textura cristalográfica entre chapas da liga AA4006 produzidas por dois processos industriais de lingotamento: contínuo (*Twin roll caster TRC*) e semicontínuo (*Direct chill DC*). Para a caracterização microestrutural, foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica com luz polarizada, microscopia eletrônica de varredura, medidas de condutividade elétrica e ensaios de dureza *Brinell*. A textura cristalográfica foi determinada por difração de raios X. Foram detectadas e discutidas diferenças significativas nas morfologias e distribuições de grãos e de partículas de fases intermetálicas. O estudo da textura cristalográfica foi realizado ao longo da espessura das tiras e os resultados mostraram variações significativas da textura entre as chapas ao longo da espessura. A chapa produzida por lingotamento contínuo apresentou uma típica textura de cisalhamento, nas proximidades de sua superfície, enquanto que, nas regiões mais internas, a fibra β foi observada.

Palavras-chave: Liga AA4006, lingotamento contínuo, lingotamento semicontínuo, microestrutura, textura cristalográfica.

Abstract

A comparative microstructural study has been performed in AA4006 alloy strips produced by two industrial casting processes: twin roll caster (TRC) and direct chill (DC). Polarized optical microscopy, scanning electron microscopy, electrical conductivity measurements and Brinell hardness tests were used for microstructural characterization. X-ray diffraction was used for texture characterization. Significant differences in the morphologies and distributions of the grains and intermetallic par-

ticles were detected and are discussed herein. The crystallographic texture throughout the thickness of these strips was determined and the results presented significant differences. Texture analysis was carried out using the X-ray diffraction technique. The twin roll caster (TRC) sheet presented a typical shear texture near the surface, while internally, the β -fiber was observed.

Keywords: Alloy AA4006, twin roll casting, direct chill, microstructure, crystallographic texture.

1. Introdução

A liga AA4006 é uma liga do sistema Al-Fe-Si, com teor de alumínio entre 97,5 e 98,5%, e razão (Si+Fe) entre 1,2 e 2,4. Ela apresenta teor de (Si+Fe) mais elevado que os alumínios comercialmente puros AA1070, AA1050 e AA1100 (Oliveira & Padilha, 2009), do mesmo sistema, e teor de alumínio similar ao da liga AA3003 do sistema Al-Mn-Fe-Si (Pimenta et al., 1986). Em comparação com os alumínios comercialmente puros, a liga estudada apresenta resistência mecânica superior e resistência à corrosão similar às ligas mencionadas. Embora haja muitas aplicações para a liga AA4006, ela é, relativamente, pouco estudada. Por exemplo, um levantamento bibliográfico recente, realizado nas bases de dados *Scopus* e *Web of Science*, revelou apenas um artigo (Yeung & Lee, 1998) sobre a microestrutura da liga AA4006.

Chapas da liga de alumínio AA4006 podem ser produzidas, utilizando-se os processos de obtenção de

chapas conhecidos como lingotamento contínuo (*Twin roll casting*; TRC) ou semicontínuo (*Direct chill*; DC). O processo de lingotamento contínuo é muito usado em plantas industriais mais modernas, devido às suas vantagens econômicas, tais como maior produtividade, menores investimentos e custos operacionais mais baixos em relação ao processo semicontínuo. A principal vantagem dessa tecnologia baseia-se na obtenção de chapas bobinadas diretamente do metal fundido, não sendo necessária a etapa de laminação a quente que ocorre no processo convencional de lingotamento semicontínuo (Goslar, 1999). No processo de lingotamento semicontínuo, depois de vazada, a placa é resfriada até a temperatura ambiente, sendo reaquecida, para temperaturas por volta de 500°C, e, após sucessivos passes de laminação a quente, a espessura inicial de 240 mm é reduzida para, aproximadamente, 4 a 6 mm (Woo-

dward, 1994). Apesar das vantagens mencionadas, nem todas as ligas de alumínio podem ser produzidas, utilizando, a tecnologia envolvida no processo de lingotamento contínuo.

As mudanças na microestrutura de uma liga de alumínio causam fortes alterações nas suas propriedades e, nesse sentido, é importante estudar a evolução microestrutural que ocorre durante o seu processamento. Por exemplo, a estampabilidade de chapas de alumínio pode ser melhorada com o conhecimento sistemático da evolução microestrutural do material trabalhado (Jacobs, 1999; Cobden, 1994), assim como de sua textura cristalográfica.

O objetivo desse trabalho é estudar, de forma comparativa, as microestruturas, bem como as texturas cristalográficas, de duas chapas da liga de alumínio AA4006 produzidas pelos processos industriais de lingotamento contínuo e de lingotamento semicontínuo.

2. Materiais e métodos

As amostras da chapa obtida por lingotamento contínuo foram retiradas de uma bobina (com 8 mm de espessura e 1360 mm de largura) vazada no *caster* (equipamento de produção de chapas por lingotamento contínuo) da Companhia Brasileira de Alumínio (Votorantim Metais - CBA). As amostras da chapa obtida por lingotamento semicontínuo foram retiradas de uma chapa de 8 mm de espessura e 1360 mm de largura, a qual foi obtida de uma placa (240 mm de espessura) vazada, homogeneizada por 7 horas a 530°C e laminada a quente num laminador *Duo* reversível, também na CBA.

Para revelar a microestrutura das amostras analisadas por microscopia óptica com luz polarizada (MO), foi uti-

lizado o procedimento metalográfico, que consiste no polimento mecânico das amostras, seguido de anodização, usando-se uma solução aquosa de ácido fluobórico HBF₄ (1,8%). Já para as amostras analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), foi utilizado o mesmo polimento mecânico, porém seguido de ataque químico com solução aquosa de ácido fluorídrico HF (0,5%). Medidas de condutividade elétrica foram feitas em amostras tratadas termicamente (por 2 horas a 400°C, 24 horas a 400°C e 2 horas a 550°C) e em amostras no estado como recebido. Utilizou-se um condutímetro de contato, modelo *Tecnatron* DC-9, equipado com um padrão (chapa de alumínio) de 58,2 % IACS. Medidas

de dureza *Brinell* foram obtidas nas diferentes amostras.

A textura foi estudada nas diferentes espessuras (superfície, centro e ¼ de espessura) das chapas obtidas por lingotamento contínuo e lingotamento semicontínuo, usando-se a técnica de difração de raios X (DRX). Foram determinadas as figuras de polo incompletas dos planos (200), (220), (111) e (420) do alumínio, com radiação MoK α ($\lambda=0,7093$ Å), num goniômetro de textura horizontal da marca Rigaku, instalado no IPEN/CNEN-SP. Para a obtenção das FDO (função distribuição de orientações), foi empregado o programa (PAT), desenvolvido por pesquisadores do Laboratório de Difração de Raios X do IPEN (Lima, 1991).

3. Resultados e discussões

Os resultados serão apresentados na seguinte sequência: análise química

das chapas; microestrutura das chapas; condutividade elétrica e dureza; e

textura cristalográfica.

Análise química das chapas

Na Tabela 1 são apresentadas as composições químicas obtidas por espectrometria de emissão óptica em três posições diferentes das chapas obtidas

por lingotamento contínuo e lingotamento semicontínuo ao longo da espessura (superfície, a ¼ da espessura e no centro). As variações de concentração de

soluto, ao longo da espessura, são pouco significativas e indicam a ausência de macrossegregação.

Tabela 1
Composições químicas (% em massa) ao longo da espessura (8 mm) das chapas da liga AA4006 obtidas por lingotamento contínuo (*twin roll caster*; TRC) e lingotamento semicontínuo (*direct chill*; DC).

	Posição	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti
DC	superfície	1,080	0,640	0,012	0,012	0,002	0,004	0,008	0,010
	1/4	1,078	0,650	0,012	0,012	0,002	0,004	0,007	0,012
	centro	1,072	0,643	0,012	0,012	0,002	0,004	0,007	0,013
TRC	superfície	1,175	0,748	0,005	0,017	0,002	0,004	0,008	0,011
	1/4	1,150	0,727	0,005	0,017	0,002	0,003	0,007	0,012
	centro	1,167	0,742	0,006	0,017	0,002	0,004	0,007	0,012

Microestruturas das chapas

A Figura 1, obtida por microscopia óptica de luz polarizada, apresenta uma visão geral das microestruturas com as distribuições granulométricas nas amostras das duas chapas, nas secções normal (em relação à direção normal; DN), longitudinal (em relação à direção longitudinal ou de laminação; DL) e transversal (em relação à direção transversal; DT). Na Figura 2, obtida por microscopia eletrônica de varredura, são apresentadas as distribuições de precipitados nas mesmas amostras da Figura 1.

Na Figura 1, uma microestrutura constituída por grãos colunares pode ser vista na chapa obtida pelo processo de lingotamento contínuo, sendo que, nas proximidades da superfície da referida chapa, os grãos são bem mais alongados do que na região central, como pode ser observado comparando-se as micrografias na Figura 1.A e 1.C. Na Figura 2, as distribuições dos precipitados, nas chapas obtidas por lingotamento contínuo

e lingotamento semicontínuo, podem ser comparadas. Nessas imagens, na chapa obtida pelo processo de lingotamento semicontínuo, nota-se a presença de precipitados alongados (orientados na direção de laminação), oriundos das etapas de homogeneização e de laminação a quente, conforme pode ser visto nas imagens da Figura 2.B e 2.D.

As diferenças de morfologia e distribuição de precipitados observadas na chapa obtida pelo processo de lingotamento contínuo, ao longo da espessura, ocorrem devido à refrigeração com água dos cilindros de laminação, causando alta taxa de resfriamento, na superfície, seguida da deformação, logo após a rápida solidificação, como detectado em outras ligas de alumínio (Fernandes & Padilha, 2008; Martins & Padilha, 2006). Nas regiões mais distantes da superfície, onde a taxa de resfriamento é mais lenta, a microestrutura é formada por grãos colunares de solidificação dendrítica (Figura 1.C).

Um grão que apresenta morfologia dendrítica é constituído por ramificações dendríticas. Assim, durante a solidificação da liga, as mudanças, na taxa de resfriamento local, podem influenciar o tamanho das dendritas. A Figura 3 apresenta o tamanho da estrutura dendrítica (tamanho médio de dendritas e/ou de braços dendríticos encontrados numa seção planar na amostra com polimento metalográfico) em função da taxa de resfriamento de ligas de alumínio, onde pode ser visto que o tamanho da estrutura dendrítica diminui, gradativamente, à medida que a taxa de resfriamento é aumentada (Spear & Gardner, 1963).

Durante a solidificação, pode ocorrer rejeição ou expulsão de soluto do centro (rico em alumínio) das dendritas durante seu crescimento, o que conduz à formação de precipitados ricos em átomos de soluto entre as dendritas. Esse fenômeno pode conduzir à microsegregação no centro da chapa (Jacobs, 1999).

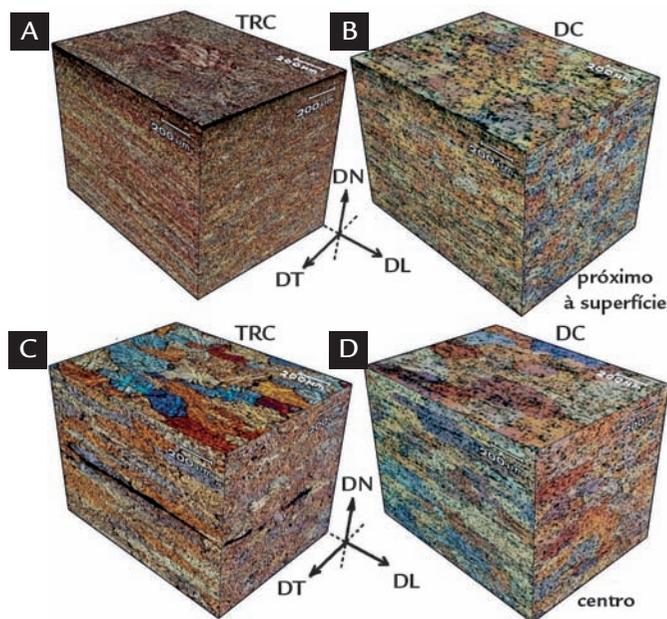


Figura 1
Microestruturas obtidas por MO, nas regiões central e próxima à superfície das chapas da liga AA4006 (no estado como recebido), obtidas por (A) e (C) lingotamento contínuo e (B) e (D) lingotamento semicontínuo.

Por esta razão, nessa região, foi constatado o aparecimento de colônias de precipitados com uma microestrutura lamelar nas regiões interdendríticas (Figuras 1.C e 2.C). Dessa forma, a microestrutura próxima à superfície, na chapa obtida pelo processo de lingotamento contínuo (Figura 1.A), apresenta uma dispersão de precipitados mais finos, devido à alta

supersaturação do soluto durante o resfriamento rápido. A amostra obtida por lingotamento semicontínuo apresentou uma microestrutura formada por grãos maiores e não dendríticos, bem como uma relativa homogeneidade ao longo da espessura, como mostra as micrografias na Figura 1.B e 1.D. O gradiente de temperatura ao longo da espessura da chapa

obtida por lingotamento semicontínuo, é diferente do gradiente de temperatura, na chapa obtida por lingotamento contínuo (vide Figura 3). Portanto as diferenças microestruturais entre os dois processos são também devidas às etapas de homogeneização e laminação a quente, que são aplicadas no processo de lingotamento semicontínuo.

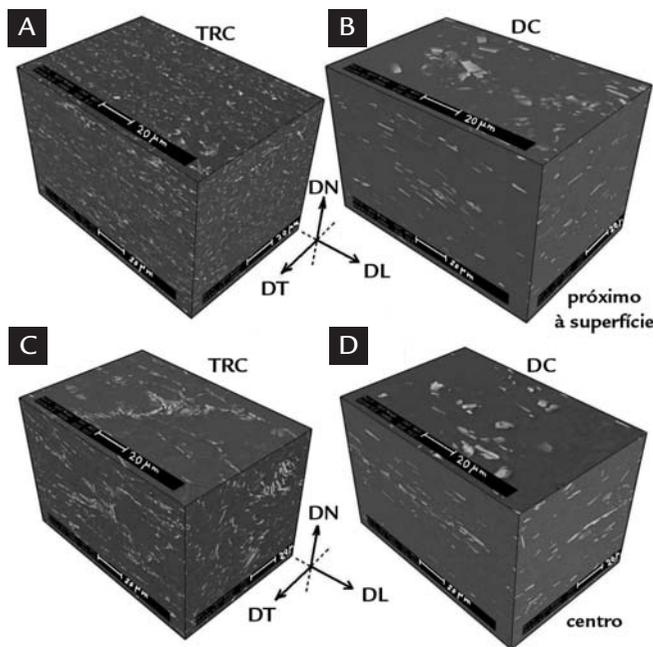


Figura 2
Micrografias obtidas por MEV mostrando a distribuição dos precipitados, nas regiões central e próxima à superfície das chapas da liga AA4006 (no estado como recebido), obtidas por (A) e (C) lingotamento contínuo e (B) e (D) lingotamento semicontínuo.

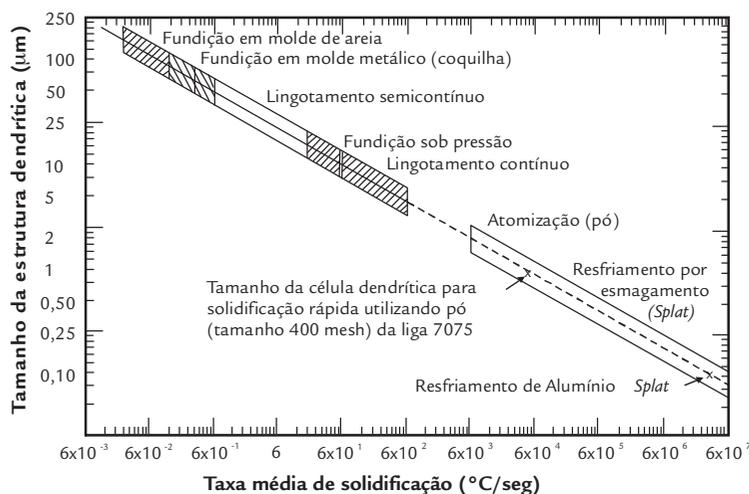


Figura 3
Relação entre o tamanho da estrutura dendrítica e a taxa de solidificação para ligas de alumínio (Spears & Gardner, 1963).

Os diagramas de fases ternário Al-Fe-Si e binário Al-Si podem ser utilizados para estudar, controlar e localizar diferentes fases sólidas com a combinação de seus respectivos elementos em equilíbrio termodinâmico. Neste contexto, as ligas com composições próximas de 100% de alumínio e localizadas na região da borda do Al podem apresentar diferentes fases em suas microestruturas. Com o objetivo de justificar esses comportamentos microestruturais encontrados nesse trabalho, na Figura 4 foram dispostos dois diagramas de fases ternários Al-Fe-

Si e um binário Al-Si. A Figura 4C apresenta o diagrama ternário Al-Fe-Si com a quantidade de Fe em massa fixa em 0,7%, quantidade similar às das chapas da liga AA4006 pesquisadas nesse trabalho (Mondolfo, 1976). A região marcada com um contorno na cor vermelha, na Figura 4.C, sugere uma possível região com as composições da liga AA4006, onde as fases intermetálicas citadas podem ocorrer, caso o resfriamento ocorra em equilíbrio.

A solubilidade do Fe, no alumínio, é muito menor (solubilidade máxima:

0,052% em massa em 655°C) do que a do Si, no alumínio (solubilidade máxima: 1,65% em massa em 577°C e 0,05% a 250°C) (Padilha & Plaut, 2003). O elemento Si pode conferir alta fluidez a algumas ligas obtidas por lingotamento, por isto o diagrama binário Al-Si é comumente utilizado. O Si pode estar dissolvido na matriz de Al em temperaturas por volta de 600°C em composições próximas de até 1,65% em massa de Si, como pode ser visto na Figura 4.A (Jacobs, 1999). O diagrama ternário Al-Fe-Si, na borda do Al, já foi bastante estudado

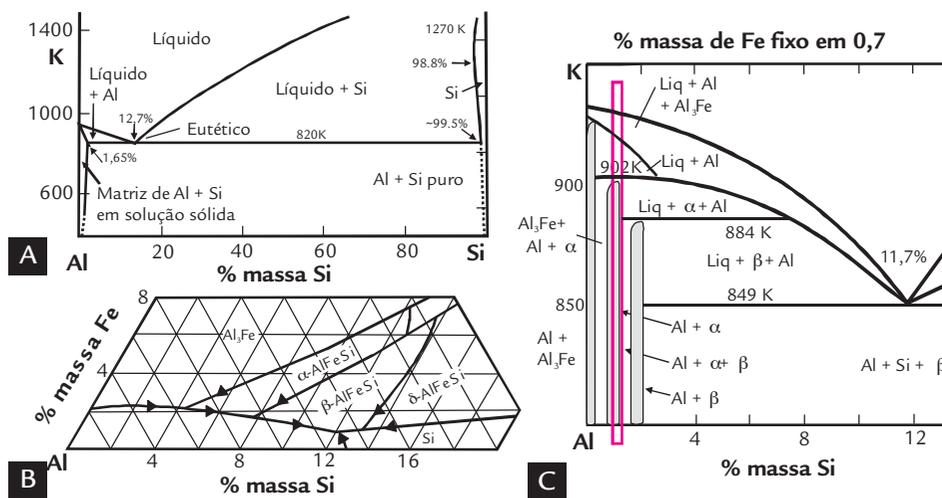
e diferentes tipos de precipitados foram encontrados (Ghosh, 1992; Mondolfo, 1976). A energia de ativação, para difundir o ferro, na matriz de alumínio, em relação à energia de ativação de difusão do silício, no Al, é diminuída de 1,65 eV, em uma liga pura de Al-Fe, para o valor de 1,35 eV com 0,12% de silício nessa liga. Dessa forma, a difusão do silício é muito mais rápida do que a do ferro, isto é, num tratamento térmico de homogeneização, a difusão e o equilíbrio do Si podem ser alcançados, porém há pouca ou quase ausência de movimentação dos átomos de ferro (Ghosh, 1992).

Como já foi mencionado, o silício e o ferro são, comumente, encontrados em ligas de alumínio de pureza comercial. No sistema ternário Al-Fe-Si (no canto rico em Al), a reação eutética, líquido produzindo Al + Fe₄Al₁₃ (ou Al₃Fe), ocorre à medida que a solidificação avança. Em seguida, as duas reações peritéticas ternárias, líquido + Fe₄Al₁₃ transformando em Al + Fe₂SiAl₈ (fase α) e líquido + Fe₂SiAl₈ transformando em Al + FeSiAl₅ (fase β), bem como uma eutética ternária, líquido mudando para Al + FeSiAl₅, ocorrem em ligas do sistema Al-Fe-Si (Figura 4.B e 4.C) (Allen

et al., 1998). Essas fases de equilíbrio também podem surgir em condições em que a solidificação acontece fora do equilíbrio, como em processos industriais de produção de ligas metálicas, sendo que a tendência da formação de fases ternárias é grande. Além disso, distintas variantes estruturais dessas fases α (Fe₂SiAl₈) e β (FeSiAl₅) são observadas em ligas obtidas pelo processo de lingotamento semicontínuo, assim como precipitados do tipo Fe₄Al₁₃ (ou Al₃Fe), como reportado por alguns autores (Allen et al., 1998; Ghosh, 1992; Mondolfo, 1976).

Figura 4

(A) Diagrama binário de equilíbrio Al-Si (Jacobs, 1999), (B) superfície *liquidus* do diagrama ternário Al-Fe-Si no canto rico em Al (Allen et al., 1998) e (C) diagrama ternário Al-Fe-Si no canto rico em Al com a quantidade de Fe fixa em 0,7% em massa (Ghosh, 1992; Mondolfo, 1976).



Condutividade elétrica e dureza

Com base na análise do item anterior, sobre os diagramas de fases, assim como do comportamento dos seus elementos e de suas fases constituintes, torna-se relevante compreender melhor o efeito da solubilidade sólida em função da temperatura, especialmente do Si no Al. Nesse sentido, foram realizadas medições de condutividade elétrica nas amostras obtidas pelos dois processos industriais (lingotamento contínuo e semicontínuo), já que a condutividade elétrica é muito sensível aos átomos de soluto (neste caso, Si) em solução sólida, como detectado em outras ligas de Al (Oliveira & Padilha, 2009). Na Tabela 2, as condutividades elétricas em %IACS das amostras da liga AA4006 são apresentadas em quatro condições: no estado como recebido; após 2 horas e 24 horas

de tratamento térmico a 400°C; após 2 horas em 550°C. As amostras tratadas termicamente, durante duas horas, a 550°C apresentaram uma condutividade elétrica consideravelmente inferior às demais, indicando que parte do Si foi dissolvido na matriz de Al, pois a resistividade elétrica de ligas de alumínio do sistema Al-Fe-Si depende fortemente da contribuição do soluto em solução sólida e, em menor grau, da densidade de defeitos cristalinos introduzidos na deformação plástica (Oliveira & Padilha, 2009). Por essa razão, as amostras tratadas a 400°C com diferentes tempos apresentaram uma condutividade elétrica maior que as demais. Esse comportamento sugere que, após o recozimento, a 400°C, ocorreu saída de átomos de soluto (Si) de solução sólida (precipitação). Na temperatura de

550°C, provavelmente, ocorreu aumento de soluto em solução sólida, devido à dissolução parcial de precipitados, causando diminuição da condutividade elétrica. Convém lembrar aqui que a migração de contornos de alto ângulo, durante o recozimento de ligas de alumínio brutas de fundição, induz à redistribuição de soluto por difusão ao longo do contorno de grão (Falleiros, 1972).

A Tabela 3 apresenta as medidas de dureza *Brinnell* para as chapas obtidas por lingotamento contínuo e lingotamento semicontínuo. Essas medidas foram realizadas nas diferentes faces ou superfícies (longitudinal, transversal e normal) e não apresentaram variações significativas ao longo da espessura e nem em faces discriminadas das chapas obtidas pelos dois processos. As

Tabela 2

Condutividades elétricas das chapas obtidas por lingotamento contínuo (*twin roll caster*; TRC) e lingotamento semicontínuo (*direct chill*; DC) da liga AA 4006 em diferentes temperaturas e tempos.

(% IACS)	Como recebido	2 horas 400°C	24 horas 400°C	2 horas 550°C
DC	54,0 ± 0,1	58,0 ± 0,1	58,9 ± 0,1	52,2 ± 0,1
TRC	55,1 ± 0,1	57,9 ± 0,1	57,7 ± 0,1	51,6 ± 0,1

(HB)	Como recebido	2 horas 400°C	24 horas 400°C	2 horas 550°C
DC	30,2 ± 1,1	26,2 ± 1,5	27,6 ± 2,0	32,3 ± 1,0
TRC	40,4 ± 0,8	34,7 ± 0,8	31,6 ± 0,9	33,0 ± 1,8

diferenças observadas, na dureza dessas amostras, no estado como recebido, podem ser explicadas com base nos mecanismos de endurecimento. O forte encruamento presente na chapa obtida por lingotamento contínuo resulta numa dureza maior que na chapa produzida por lingotamento semicontínuo, devido à maior densidade de discordâncias presente na chapa obtida por lingotamento contínuo, como discutido em trabalhos anteriores (Martins et al., 2009; Fernandes & Padilha, 2008).

Durante o tratamento térmico, os processos de recuperação e recristalização ocorrem no material e as discordâncias podem ser aniquiladas, rearranjadas

Textura cristalográfica

Uma descrição mais completa e quantitativa da textura cristalográfica pode ser obtida com o auxílio da função distribuição de orientação dos grãos (FDO ou ODF - *Orientation Distribution Function*). Essas funções especificam a frequência de ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional. Esse espaço é definido (vide Figura 5) por três ângulos de Euler: φ_1 (ou ϕ_1), Φ , φ_2 (ou ϕ_2).

A *textura de chapa* é representada através da orientação dos grãos que possuem um determinado plano cristalográfico $\{hkl\}$ paralelo ao plano da superfície da chapa e com uma determinada direção $\langle uvw \rangle$ do plano $\{hkl\}$ paralelo à direção de laminação (Low, 2000). A Ta-

para configurações de menor energia e absorvidas por contornos de alto ângulo em migração. Esses fenômenos causam a diminuição da dureza do material (amolecimento) (Padilha & Siciliano, 2005). Por essa razão, nas amostras tratadas termicamente da chapa produzida pelo processo de lingotamento contínuo, devido aos processos de recuperação e recristalização, houve uma diminuição da dureza, ou seja, os recozimentos a 400°C, por 2 e 24 horas, assim como em 2 horas a 550°C causaram a eliminação de boa parte das discordâncias introduzidas pela deformação plástica durante o processo de produção de lingotamento contínuo, proporcionando

Tabela 3

Medidas de dureza Brinell das chapas obtidas por lingotamento contínuo (*twin roll caster*; TRC) e lingotamento semicontínuo (*direct chill*; DC) da liga AA4006 em diferentes temperaturas e tempos.

uma dureza ligeiramente menor nas amostras recozidas do que na amostra no estado como recebido. Nas amostras da chapa produzida pelo processo de lingotamento semicontínuo, não houve variação significativa entre as amostras no estado como recebido e recozidas, já que essa chapa havia sido recozida na etapa de homogeneização durante o processo industrial de lingotamento semicontínuo. Já nas amostras tratadas a 550°C, durante duas horas, pode ser observado que o efeito da solubilidade do Si pouco afeta a dureza do material. Vale lembrar que a liga AA4006 (não tratável termicamente) não é endurecível por precipitação coerente.

bela 4 apresenta as componentes de textura $\{001\}\langle 100 \rangle$ cubo, $\{001\}\langle 110 \rangle$ cubo rodado e $\{001\}\langle 310 \rangle$ encontradas na superfície da chapa da liga AA4006 obtida por lingotamento contínuo. A textura cubo rodado (vista como textura de cisalhamento) apresentou maior intensidade do que as outras encontradas nesta região da chapa. Essa componente de textura ocorre, comumente, na superfície de chapas deformadas de ligas de alumínio. Ela é causada pelo atrito do metal com o cilindro de laminação durante o processo de lingotamento contínuo, como discutido por alguns autores (Benum et al., 1994; Gras et al., 2005), enquanto a textura cubo aparece em ligas de alumínio laminadas (Engler & Lücke, 1992).

Na Tabela 4, também pode ser observado que, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura da chapa, as componentes de textura encontradas foram $\{001\}\langle 100 \rangle$ cubo, bem como $\{011\}\langle 100 \rangle$ Goss e $\{123\}\langle 634 \rangle$ S. A componente $\{001\}\langle 310 \rangle$ também apareceu. Ao invés da textura $\{001\}\langle 110 \rangle$ cubo rodado, vista na superfície da chapa, a componente $\{001\}\langle 320 \rangle$ foi aqui encontrada. Adicionalmente, foram vistas as componentes Goss, $\{112\}\langle 111 \rangle$ cobre e $\{011\}\langle 211 \rangle$ latão. Já, na região central da chapa houve o aparecimento das componentes vistas na superfície e em $\frac{1}{4}$ da espessura, porém foi observado que a componente cubo rodado apareceu com a intensidade bem inferior e as componentes de textura Goss, latão,

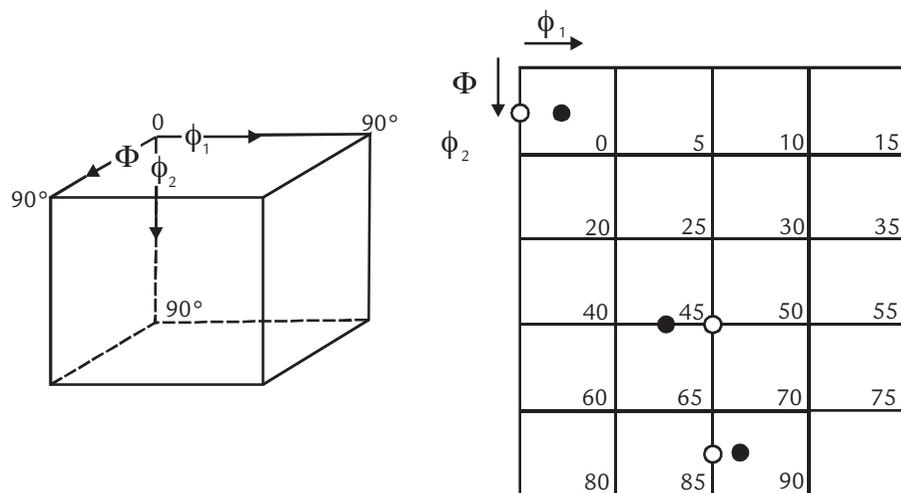


Figura 5

Seções da FDO mostrando a localização das orientações $\{011\}\langle 100 \rangle$ (cujo símbolo na figura é \circ) e $\{011\}\langle 112 \rangle$ (cujo símbolo na figura é \bullet) comumente encontradas em metais com estrutura cúbica de face centrada com alta energia de defeito de empilhamento. Para melhores detalhes ver referência (Alumatter, 2010).

Tabela 4
Componentes de textura encontradas na superfície, ¼ e região central da chapa produzida por lingotamento contínuo (*twin roll caster - TRC*) da liga AA4006.

Liga	Superfície	1/4	Centro
AA4006	Cubo, cubo rodado, e {001}<310>	Cubo, cobre, {001}<320>, Goss, S, latão, {001}<310>, e fibra β	Cubo, cobre, {001}<320>, Goss, S, latão, {001}<310>, e fibra β

S e cobre, conhecidas como texturas de deformação planar, apareceram com maiores intensidades, quando comparadas com suas intensidades relativas na região de ¼ da espessura. Além disso, foi visto que, em ¼ da espessura e no centro, a componente cubo rodado (textura de cisalhamento) apareceu com intensidade bem mais fraca que na superfície, enquanto a componente de textura de deformação, cubo, apareceu com maior intensidade nessas regiões (¼ da espessu-

ra e centro). Consequentemente, a fibra β (que abrange as componentes cobre, S e latão) foi encontrada com intensidade maior no centro da chapa (produzida por lingotamento contínuo) do que nas demais regiões.

Na Tabela 5, pode ser visto que as componentes de textura vistas na chapa produzida por lingotamento semicontínuo também foram vistas na chapa produzida por lingotamento contínuo da liga AA4006 (Tabela 4), porém as com-

ponentes Goss, S e latão não apareceram na chapa obtida por lingotamento semicontínuo. É interessante observar que, na superfície, a componente cubo rodado (textura de cisalhamento) apareceu com maior intensidade em relação a esta mesma componente nas regiões de ¼ e ½ da espessura, isto quando as intensidades das componentes cubo e cubo rodado são comparadas proporcionalmente.

Esse comportamento sugere que o fenômeno envolvendo a textura de cisa-

Tabela 5
Componentes de textura encontradas na superfície, ¼ e região central da chapa produzida por lingotamento semicontínuo (*direct chill - DC*) da liga AA4006.

Liga	Superfície	1/4	Centro
AA4006	Cubo, cubo rodado, e {001}<310>	Cubo, cubo rodado, e cobre	Cubo, {001}<320>, e {001}<310>

lhamento na chapa obtida por lingotamento contínuo pode acontecer na chapa obtida por lingotamento semicontínuo, mas com menor expressividade. Esse contraste ocorre, possivelmente, devido ao trabalho termomecânico envolvido durante a produção da chapa obtida por lingotamento semicontínuo, o qual apresenta etapas adicionais, o que o diferencia do processo de lingotamento contínuo, como discutido anteriormente.

As texturas cristalográficas em chapas produzidas por lingotamento semicontínuo seguido de laminação a quente (usando laminador *Duo* reversível) das ligas de alumínio de pureza comercial AA1100, AA1050 e AA1070 foram caracterizadas e uma variação da textura, ao longo da espessura também foi detectada nessas ligas (Oliveira, 2009), bem como na liga AA3003 também produzida por lingotamento semicontínuo

(Martins, 2005), conforme apresentado na Tabela 6. Vale ressaltar que, no alumínio e em suas ligas, predominam as componentes de textura de deformação cobre, latão, Goss, S, bem como a textura de recristalização, cubo (textura típica de recristalização que depende da pureza da liga), sendo que as intensidades dessas componentes podem variar muito com as condições de processamento (Padilha & Siciliano, 2005).

Tabela 6
Componentes de textura ao longo da espessura de chapas obtida por lingotamento semicontínuo (laminadas a quente) das ligas AA1100, AA1050, AA1070 (Oliveira, 2009) e AA3003 (Martins, 2005).

Ligas	Superfície	1/4	Centro
AA1100	Fibra {113}	Cubo e latão	Cubo e latão
AA1050	Fibra {113}	Cubo	Cubo
AA1070	Fibra {113}	Cubo rodado e cubo	Cubo
AA3003	Cubo rodado	Latão	Cubo rodado

Resumidamente, as chapas da liga AA4006 obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo apresentam uma textura de cisalhamento na região bem próxima à superfície, causada pelo atrito entre o cilindro de lamina-

ção e a superfície da chapa metálica. Já nas regiões mais internas das chapas, pode haver o aparecimento de diferentes texturas de deformação e/ou da fibra β, sugerindo que a ocorrência dos estados de deformação heterogêneos,

em diferentes camadas, ao longo da espessura das chapas advindos da deformação e do gradiente de temperatura envolvidos nos processos de produção, podem causar essas mudanças na textura das mesmas.

4. Determinação da textura cristalográfica por difração de raios X

Agregados policristalinos isentos de orientação preferencial ou textura cristalográfica são raramente encontrados tanto entre os materiais naturais, como entre os materiais processados industrialmente. A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fundição, con-

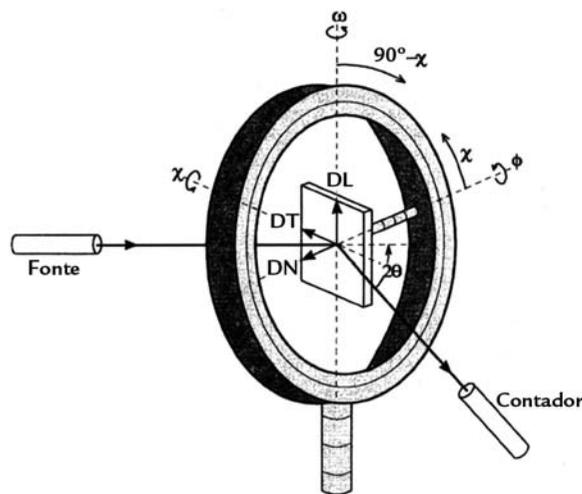
formação mecânica e recozimento.

Os métodos de difração de raios X, nêutrons ou elétrons podem ser utilizados para investigar a textura cristalográfica. A difração de raios X é a mais utilizada, já que ela permite a análise de um número grande de grãos em amostras com dimensões razoáveis (com áreas da

ordem de mm²), além de ser relativamente rápida e barata.

Utilizando um difratômetro de raios X e uma fonte de radiação monocromática, as intensidades dos picos de difração de uma amostra que apresenta textura são comparadas com as intensidades dos respectivos picos de uma

amostra praticamente isenta de textura, determinadas experimentalmente, utilizando-se uma amostra na forma de pó compactado. As intensidades também podem ser calculadas com excelente precisão, utilizando-se fórmulas e fatores adequados (Cullity & Stock, 2001; Klug & Alexander, 1974). A textura pode ser determinada, experimentalmente, pelos métodos de transmissão e de reflexão. No presente trabalho, foi utilizado o método de reflexão mostrado na Figura 6.



Desta forma, um goniômetro de textura é acoplado a um difratômetro de raios X, onde temos quatro graus de liberdade representados pelos ângulos (θ , ϕ , χ e ω). O feixe de raios X é incidido na amostra submetida às rotações dos eixos perpendiculares ϕ , χ e ω , onde o eixo ω coincide com o θ (Figura 6). Na geometria de reflexão, a amostra com superfície plana e polida é posicionada em um porta-amostras com a direção normal paralela ao eixo de rotação ϕ . Então, a amostra é girada em torno de seu próprio plano ao redor do eixo normal ϕ , assim o ângulo ϕ corresponde ao ângulo de rotação azimutal β de um polo da figura de polo. Ao completar essa rotação, a amostra é inclinada ao redor do eixo χ , o qual está relacionado ao ângulo de rotação radial α ($\alpha = 90^\circ - \chi$), já que χ e a figura de polo do ângulo radial α são definidos na direção oposta (Randle & Engler, 2000).

A constituição e a composição de uma liga podem influenciar, fortemente,

as texturas de recristalização do material submetido a trabalhos mecânicos (Engler & Lücke, 1992). Os processos de deformação podem conferir às ligas de alumínio diferentes componentes típicas de textura de laminação. Durante o passe de laminação, o atrito entre os cilindros e a chapa metálica bem como o consequente gradiente de temperatura, ao longo de sua espessura, geram estados de defor-

mação heterogêneos (variações geométricas), que conduzem ao aparecimento de diferentes texturas de laminação (*plane strain deformation textures*), em diferentes camadas da chapa, ao longo de sua espessura. Isto leva a mudanças geométricas que influenciam nas diferentes velocidades do fluxo de metal antes e após o ponto neutro (em relação à velocidade de rotação dos cilindros de laminação).

Figura 6
Goniômetro de textura com a geometria de reflexão (Randle & Engler, 2000).

Além disso, uma textura de cisalhamento aparece próxima à superfície da chapa devido às forças de cisalhamento decorrentes do atrito entre o cilindro de laminação e a superfície da chapa metálica. Nesse contexto, as mudanças na textura de uma liga de alumínio podem causar mudanças nas suas propriedades e na sua trabalhabilidade (Gras et al., 2005; Engler et al., 2000).

5. Conclusões

Esse trabalho investigou e comparou as microestruturas e as texturas de duas chapas da liga de alumínio AA4006 obtidas pelos processos de lingotamento contínuo e lingotamento semicontínuo. Os principais resultados e conclusões obtidos são resumidos em seguida:

- A composição química nas chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo, apresentou uma variação pouco significativa ao longo da espessura.
- A superfície da chapa produzida por lingotamento contínuo apresentou grãos colunares e bem alongados com precipitados mais finos que no centro. Na região central dessa chapa, foram vistas colônias lamelares de precipitados em grãos colunares de solidifi-

cação dendrítica. A chapa produzida por lingotamento semicontínuo apresentou grãos maiores com ausência de morfologia dendrítica, bem como precipitados alongados e orientados na direção de laminação.

- A condutividade elétrica, nas amostras tratadas a 550°C , durante duas horas, é menor que nas demais, devido à dissolução de átomos de Si dos precipitados na matriz de Al, enquanto que, nas amostras tratadas a 400°C , em diferentes tempos, a condutividade elétrica é maior que a das amostras no estado como recebido, possivelmente, devido à saída de parte do Si que estava em solução sólida.
- A dureza maior da chapa produzida por lingotamento contínuo do que da

chapa produzida por lingotamento semicontínuo ocorre devido ao endurecimento por deformação (no processo de lingotamento contínuo) presente nessa primeira chapa. Já as amostras tratadas termicamente da chapa produzida pelo processo TRC, em diferentes temperaturas, apresentaram uma dureza menor que a dureza das amostras no estado como recebido, devido à diminuição da densidade de defeitos cristalinos (discordâncias) e o consequente amolecimento durante o recozimento. Nas amostras da chapa produzida pelo processo DC, não houve variação significativa entre as amostras no estado 'como recebido' e recozidas, já que essa chapa havia sido recozida na etapa de homogeneização,

durante o processo industrial DC.

- A superfície da chapa produzida por lingotamento contínuo apresentou as componentes de textura cubo, cubo rodado e $\{001\}\langle 310\rangle$ com maiores intensidades e com predominância da componente cubo rodado. Na região de $\frac{1}{4}$ da espessura dessa chapa e no seu centro, as componentes de textura encontradas foram cubo, Goss, cobre, latão, S, $\{001\}\langle 310\rangle$ e $\{001\}\langle 320\rangle$, bem como as compo-

ponentes S, cobre e latão, que definem a fibra β . A fibra β apresentou maior intensidade no centro do que na região de $\frac{1}{4}$ da espessura.

- A superfície da chapa produzida por lingotamento semicontínuo apresentou as componentes de textura cubo, cubo rodado e $\{001\}\langle 310\rangle$ com predominância da componente cubo. Em $\frac{1}{4}$ da espessura, as componentes do tipo cubo, cubo rodado e cobre predominaram e, no centro,

as componentes cubo, $\{001\}\langle 310\rangle$ e $\{001\}\langle 320\rangle$ apareceram.

- A variação nas componentes de textura, ao longo da espessura das chapas, depende, fortemente, dos estados de deformação heterogêneos produzidos durante a deformação da tira metálica, no processo de produção, causando o aparecimento de uma textura de cisalhamento, nas proximidades da superfície, e diferentes texturas de deformação na região interna.

6. Agradecimentos

Os autores agradecem à Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) pelos materiais cedidos e ao Conse-

lho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela bolsa de doutorado concedida (Fabrício

Mendes Souza, processo número 141783/2009-5).

7. Referências bibliográficas

- ALLEN, C. M., O'REILLY, K. A. Q., CANTOR, B., EVANS, P.V. Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys. *Progress in Materials Science*, v. 43, p. 89-170, 1998.
- ALUMATTER, www.alumatter.info. Acesso em 13 jul. 2010.
- BENUM, S., ENGLER, O., NES, E. Rolling and annealing texture in twin roll cast commercial purity aluminium. *Materials Science Forum*, v. 157, p. 913-918, 1994.
- BUNGE H. J. *Texture analysis in materials science mathematical methods*. Butterworths, 1982. 593p.
- COBDEN, R. *Aluminium: physical properties, characteristics and alloys*. 1994. Disponível em: www.eaa.net/ea/education/TALAT/lectures/1501.pdf. Acesso em: 13 jul. 2010.
- CULLITY B. D., STOCK S. R. *Elements of X-ray diffraction*. (3.ed.). New Jersey: Prentice Hall, 2001. 664p.
- ENGLER, O., HUH, M.-Y., TOMÉ, C. N. A Study of through-thickness texture gradients in rolled sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 31, p. 2299-2315, 2000.
- ENGLER, O., LÜCKE, K. Mechanisms of recrystallization texture formation in aluminium alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*. v. 27, p. 1527-1532, 1992.
- FALLEIROS, I. G. S. Qualitative evidence of solute redistribution during grain boundary migration. *Metallography*, v. 5, p. 125-137, 1972.
- FERNANDES, R. C., PADILHA, A. F. 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). *REM - Revista Escola de Minas*, v. 61, p.165-169, 2008.
- GHOSH, G. Aluminium - Iron - Silicon. In: PETZOW, G., EFFENBERG, G. (ed.). v. 5: *A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams*. Weinheim (Federal Republic of Germany): VCH, 1992. 695 p. cap. 1, p. 394-438.
- GOSLAR, C. K. Continuous casting of aluminium. 1999. Disponível em: www.eaa.net/ea/education/TALAT/lectures/3210.pdf. Acesso em: 13 jul. 2010.
- GRAS, Ch., MEREDITH, M., HUNT, J. D. Microstructure and texture evolution after twin roll casting and subsequent cold rolling of Al-Mg-Mn aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 169, p. 156-163, 2005.
- JACOBS, M. H. Introduction to Mechanical Properties, Solidification and Casting, Joining and Corrosion of Aluminium and its Alloys. 1999. Disponível em: www.eaa.net/ea/education/TALAT/lectures/1205.pdf. Acesso em: 13 jul. 2010.
- JACOBS, M. H. Phase Diagrams. 1999. Disponível em: www.eaa.net/ea/education/TALAT/lectures/1205.pdf. Acesso em: 13 jul. 2010.
- KLUG H. P., ALEXANDER L. E. *X-Ray diffraction procedures*. (2.ed.). New York: Wiley, 1974. 966p.
- LIMA, N. B. *Influência da textura em medidas de tensão residual*. São Paulo: IPEN-CNEN, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 1991. 105 p. (Tese de Doutorado).

- LOW M. *Determinação do estágio inicial da recristalização em ligas de alumínio por difração de raios-X*. São Paulo: IPEN-CNEN, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2000. 113 p. (Dissertação de Mestrado).
- MARTINS, J. P. *Evolução da microestrutura e da textura durante o processamento de chapas da liga Al-Mn-Fe-Si (3003) produzidas por lingotamento contínuo: um estudo comparativo com o processo semicontínuo*. São Paulo: Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2005. 171 p. (Tese de Doutorado).
- MARTINS, J. P., CARVALHO, A. L. M., PADILHA, A. F. Microstructure and texture assessment of Al-Mn-Fe-Si (3003) aluminum alloy produced by continuous and semicontinuous casting processes. *Journal of Materials Science*, v. 44, p.2966–2976, 2009.
- MARTINS, J. P., PADILHA, A. F. Caracterização da liga comercial de alumínio 3003 produzida por fundição contínua de chapas (twin roll caster) - microestrutura. *REM - Revista Escola de Minas*, v. 59, p. 427-431, 2006.
- MONDOLFO, L.F. *Aluminum alloys: structure and properties*. London - Boston: Butterworths, 1976. 971 p.
- OLIVEIRA, J. C. P. T. *Evolução da microestrutura e da textura durante a laminação a frio e a recristalização de alumínio com diferentes níveis de pureza*. São Paulo: Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2009. 261 p. (Tese de Doutorado).
- OLIVEIRA, J. C. P. T., PADILHA, A. F. Caracterização microestrutural dos alumínios comerciais AA1100, AA1050 e AA1070 e do alumínio superpuro AA1199. *REM - Revista Escola de Minas*, v. 62, p. 373-378, 2009.
- PADILHA, A. F., PLAUT, R. L. Work Hardening, Recovery, Recrystallization, and Grain Growth. In: TOTTEN, G. E. and MACKENZIE, D. S. (ed.). *Handbook of Aluminum*. v. 2: Alloy Production and Materials Manufacturing. New York: Marcel Dekker, 2003. 724 p. cap. 6, p. 193-220.
- PADILHA, A. F., SICILIANO Jr., F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. (2. ed.). São Paulo: ABM, 2005. 232p.
- PIMENTA, F. C., ARRUDA, A. C. F., PADILHA, A. F. Resistance to recrystallization in Al-1% Mn alloys. *Zeitschrift für Metallkunde*, v. 77, p. 522-528, 1986.
- RANDLE, V., ENGLER, O. *Introduction to texture analysis. Macrotecture, microtexture and orientation mapping*. Singapore: Gordon and Breach Science Publishers, 2000. 388p.
- SPEAR, R. E., GARDNER, G. Dendritic cell size. *Transactions AFS*, v. 71, p. 209-215, 1963.
- WOODWARD, R. The Rolling of Aluminium: the Process and the Product. 1994. Disponível em: www.eaa.net/eea/education/TALAT/lectures/1301.pdf. Acesso em: 13 jul. 2010.
- YEUNG, C. F., LEE, W. B. The effect of homogenization on the recrystallization behaviour of AA4006 Al-Si alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 82, p. 102-106, 1998.

Artigo recebido em 16 de março de 2011. Aprovado em 05 de setembro de 2011.