

MICROESTRUTURA E TEXTURA CRYSTALOGRÁFICA DE CHAPAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA4006 PRODUZIDAS POR LINGOTAMENTO CONTÍNUO E SEMICONTÍNUO¹

Fabício Mendes Souza²
Ronald Lesley Plauf²
Nelson Batista de Lima³
Ricardo do Carmo Fernandes⁴
Angelo Fernando Padilha²

Resumo

A liga de alumínio AA4006 é muito utilizada na indústria. É uma liga do sistema Al-Fe-Si, com teores (% em massa) de Si na faixa de 0,8% a 1,2% e Fe entre 0,5% e 0,8%. Apesar de ser bastante utilizada, existem poucos estudos publicados sobre ela. A microestrutura e a textura de duas chapas desta liga obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo foram caracterizadas no estado como recebido. Foram detectadas e discutidas diferenças significativas nas morfologias e distribuições de grãos e de partículas de fases intermetálicas, nas chapas obtidas pelos dois processos. Resultados de dureza Brinell e de condutividade elétrica evidenciaram mudanças na dureza e na quantidade de Si em solução sólida após tratamentos térmicos em diferentes temperaturas e tempos de recozimento. Foram analisadas e comparadas as texturas nas duas chapas. Os resultados também revelaram variações significativas das diferentes texturas ao longo da espessura das chapas.

Palavras-chave: Microestrutura; Textura cristalográfica; Lingotamento; Liga AA4006.

MICROSTRUCTURE AND CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE OF AA4006 ALUMINUM ALLOY STRIPS PRODUCED BY TWIN ROLL CASTER AND DIRECT CHILL

Abstract

AA4006 Aluminum alloy is extensive used in industry. It belongs to the Al-Fe-Si system, with Si between 0,8% and 1,2% mass, and Fe between 0,5% and 0,8% mass. This alloy is less studied despite its extensive use. A comparative microstructural study has been performed in as-received AA4006 alloy strip produced by two industrial casting processes: Twin roll caster (TRC) and direct chill (DC). Polarized optical microscopy, scanning electron microscopy with microanalysis, electrical conductivity measurements and Brinell hardness tests have been used. Significant differences in the grains and intermetallic particle sizes (morphologies and distributions) were detected and are discussed. Thermal treatments effects on the silicon content in solid solution were also studied. Crystallographic textures have been also determined. Textures across thickness of both sheets have been analyzed and compared. Results showed significant texture changes across thickness of the specimens. Texture analysis was carried out using X-ray diffraction technique.

Key words: Microstructure; Crystallographic texture; Alloy AA4006; Casting.

¹ Contribuição técnica ao 12º Seminário de Metais Não-ferrosos, 31 de outubro a 1 de novembro de 2011, São Paulo, SP.

² Universidade de São Paulo, USP, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Av. Prof. Mello Moraes, 2463, São Paulo, SP, 05508-900, Brasil.

³ Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN, Av. Lineu Prestes 2242 - Cidade Universitária - 05508-000 - São Paulo - SP, Brasil.

⁴ Companhia Brasileira de Alumínio, Rua Moraes do Rego, 347, 18125-000, Alumínio, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A liga AA4006 pertencente ao sistema Al-Fe-Si apresenta teor de (Si+Fe) mais elevado que os alumínio comercialmente puros e teor de alumínio similar ao da liga AA3003 do sistema Al-Mn-Fe-Si,⁽¹⁾ ou seja, o teor de Al na liga AA4006 está entre 97,5% e 98,5%, e razão (Si÷Fe) entre 1,2 e 2,4. As chapas desta liga podem ser produzidas utilizando os processos de obtenção de chapas conhecidos como lingotamento contínuo (*Twin roll casting*; *TRC*) ou semicontínuo (*Direct chill*; *DC*), e um processo pode apresentar vantagens em relação ao outro. Para facilitar a leitura, a partir daqui, os nomes (em inglês) destes processos serão escritos utilizando suas respectivas letras iniciais *TRC* e *DC*. No processo *TRC* as chapas são bobinadas diretamente do metal fundido. No processo *DC*, depois de vazada a placa é resfriada até a temperatura ambiente, a mesma é reaquecida para temperaturas por volta de 500°C e após sucessivos passes de laminação a quente a espessura inicial é bastante reduzida.⁽²⁾

Uma textura típica pode se desenvolver em uma liga durante uma ou mais operações de processamento (fundição, conformação mecânica, recozimento etc). O método de difração de raios X pode ser utilizado para investigar a textura cristalográfica, já que ele 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. Com um difratômetro de raios X e uma fonte de radiação monocromática, as intensidades dos picos de difração de uma amostra que apresenta textura podem ser comparadas com as intensidades dos respectivos picos de uma amostra praticamente isenta de textura.⁽²⁾

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 deformação 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 na textura ao longo da espessura da chapa, assim, 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.^(3,4) Vale ressaltar que durante o processamento de uma liga de alumínio há grandes transformações nas suas propriedades e na sua trabalhabilidade, neste sentido, o estudo de sua microestrutura e textura torna-se tecnologicamente relevante. O objetivo deste trabalho é estudar de forma comparativa as microestruturas e as texturas cristalográficas de chapas da liga AA4006 produzidas pelos processos de lingotamento contínuo e de lingotamento semicontínuo.

2 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As amostras foram retiradas das duas chapas obtidas por lingotamento contínuo e lingotamento semicontínuo. A microestrutura das amostras foram analisadas por microscopia óptica com luz polarizada (MO) utilizando o procedimento metalográfico que consiste no polimento mecânico das amostras seguido de anodização. Para a análise das amostras por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizado o mesmo polimento mecânico, porém seguido de ataque químico. 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. Medidas de dureza *Brinell* foram obtidas nas diferentes amostras. A textura foi estudada ao longo da espessura (superfície, centro e $\frac{1}{4}$ de espessura) das chapas.⁽²⁾

2.1 Microestrutura

Na Tabela 1 são apresentadas as composições químicas obtidas por espectrometria de emissão óptica em três posições diferentes ao longo da espessura (superfície, a $\frac{1}{4}$ da espessura e no centro) das chapas obtidas pelos processos industriais *TRC* e *DC*. 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 obtidas pelos processos *DC* e *TRC* da liga AA4006

	Posição	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti
<i>DC</i>	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
<i>TRC</i>	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

As micrografias nas Figuras 1a e 1b, região da superfície, e nas Figuras 2a e 2b, região central das amostras colhidas nas chapas obtidas pelos processos *TRC* e *DC* obtidas por microscopia óptica de luz polarizada, apresentam uma visão geral das microestruturas com suas distribuições granulométricas, nas secções normal DN, longitudinal DL e transversal DT, em relação à direção de laminação DL. As Figuras 1c, 1d, 2c e 2d, apresentam as micrografias obtidas por MEV, as quais evidenciam as distribuições de precipitados nas mesmas amostras anteriores. Já na Figura 3 pode ser vista a microestrutura abrangendo toda a espessura da chapa obtida pelo processo *TRC*, bem como a forma dos precipitados de uma pequena região no centro (microsegregação central) em micrografia ampliada. Nas Figuras 1a e 2a, uma microestrutura constituída por grãos alongados pode ser vista nas chapas obtidas pelo processo *TRC*, sendo que nas proximidades da superfície da chapa os grãos são bem mais alongados do que na região central. Nas Figuras 1c, 1d, 2c e 2d, as distribuições dos precipitados nas chapas obtidas pelos processos *DC* e *TRC* podem ser comparadas. Nestas imagens, na chapa produzida pelo processo *DC*, nota-se a presença de precipitados alongados e orientados na direção de laminação (Figuras 1d e 2d). A microestrutura próxima à superfície, na chapa obtida pelo processo *TRC* (Figura 2c), apresenta uma dispersão de precipitados mais finos, devido à alta supersaturação do soluto. Vale lembrar que o tamanho do grão dendrítico diminui gradativamente à medida que a taxa de resfriamento é aumentada.⁽²⁾

As diferenças de morfologia e distribuição de precipitados observadas nas chapas obtidas pelo processo *TRC* 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.^(5,6) Nas regiões mais distantes da superfície da chapa obtida utilizando o processo de produção *TRC*, onde a taxa de resfriamento é mais lenta, a microestrutura é formada por grãos bem menos alongados e de solidificação dendrítica (Figura 2a). Dessa forma, a rejeição ou expulsão de soluto durante o

crescimento das dendritas pode conduzir à microsegregação no centro da chapa, e o aparecimento de colônias de precipitados com uma microestrutura lamelar pode ser visto (Figuras 2c e 3). Em concordância com esta hipótese, próximo à superfície, há a surgimento de precipitados intermetálicos menores (Figura 1c), já na região central, a incidência de colônias lamelares eutéticas situadas nas regiões interdendríticas (Figuras 2a, 2c e 3) podem ser vistas.

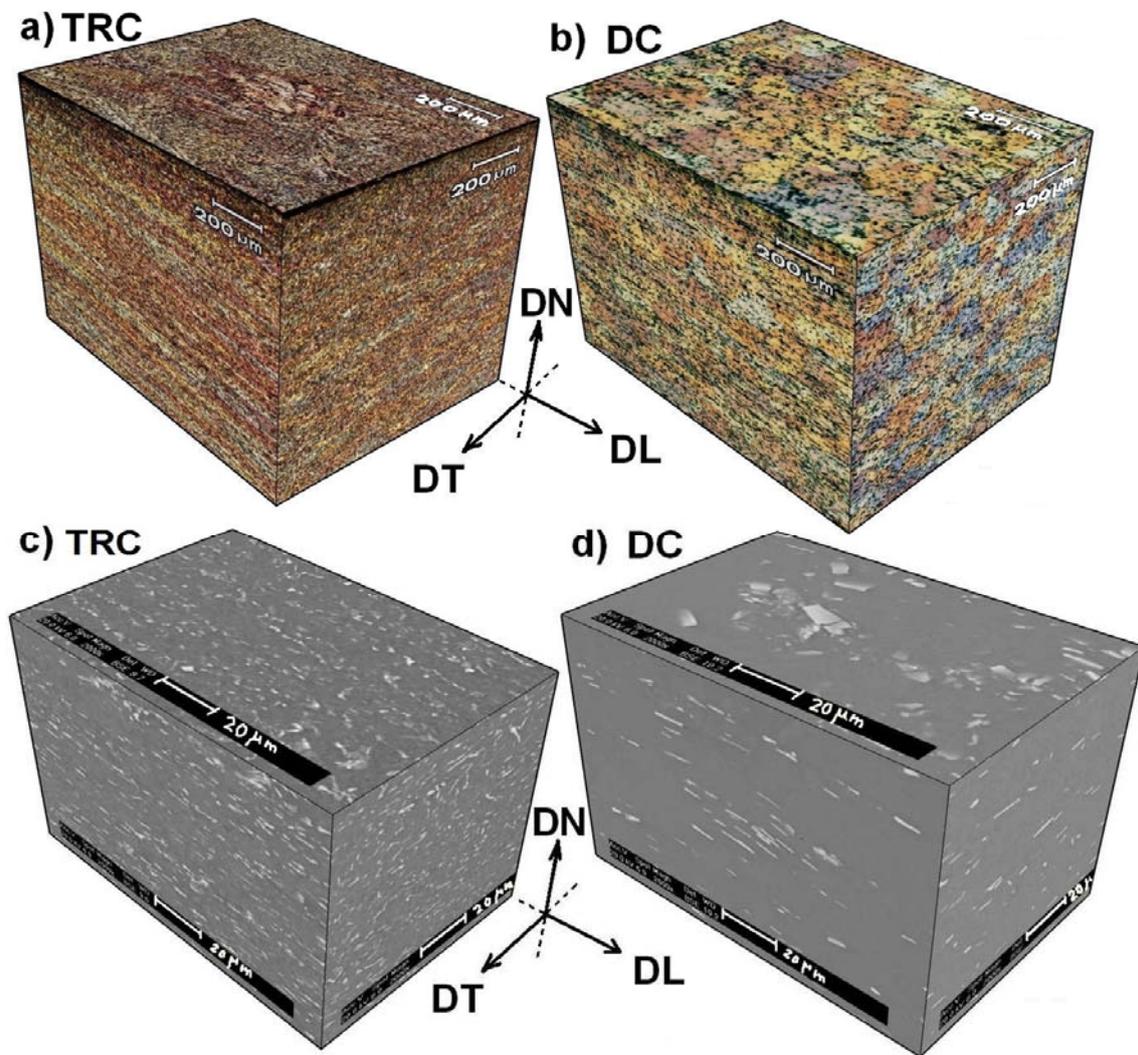


Figura 1. Microestruturas obtidas por MO das amostras anodizadas com solução contendo HBF_4 (a) e (b); e micrografias obtidas por MEV das amostras atacadas quimicamente na região superficial com solução contendo HF mostrando a distribuição dos precipitados das chapas da liga AA4006 (c) e (d).

A chapa obtida pelo processo *DC*, apresentou uma microestrutura formada por grãos maiores e não dendríticos, bem como uma relativa homogeneidade ao longo da espessura, como pode ser visto nas micrografias vistas nas Figuras 1b e 2b, já que o gradiente de temperatura ao longo da espessura desta chapa submetida à laminação a quente é diferente do gradiente de temperatura na chapa obtida pelo processo *TRC*.⁽²⁾ Além disto, as diferenças microestruturais entre os dois processos são também devidas às etapas de homogeneização e laminação a quente que são aplicadas no processo *DC*. Com o auxílio de diagramas de fases ternários Al-Fe-Si e do binário Al-Si esses comportamentos microestruturais podem ser melhor entendidos e a formação de diferentes fases intermetálicas pode ser visualizada.⁽²⁾

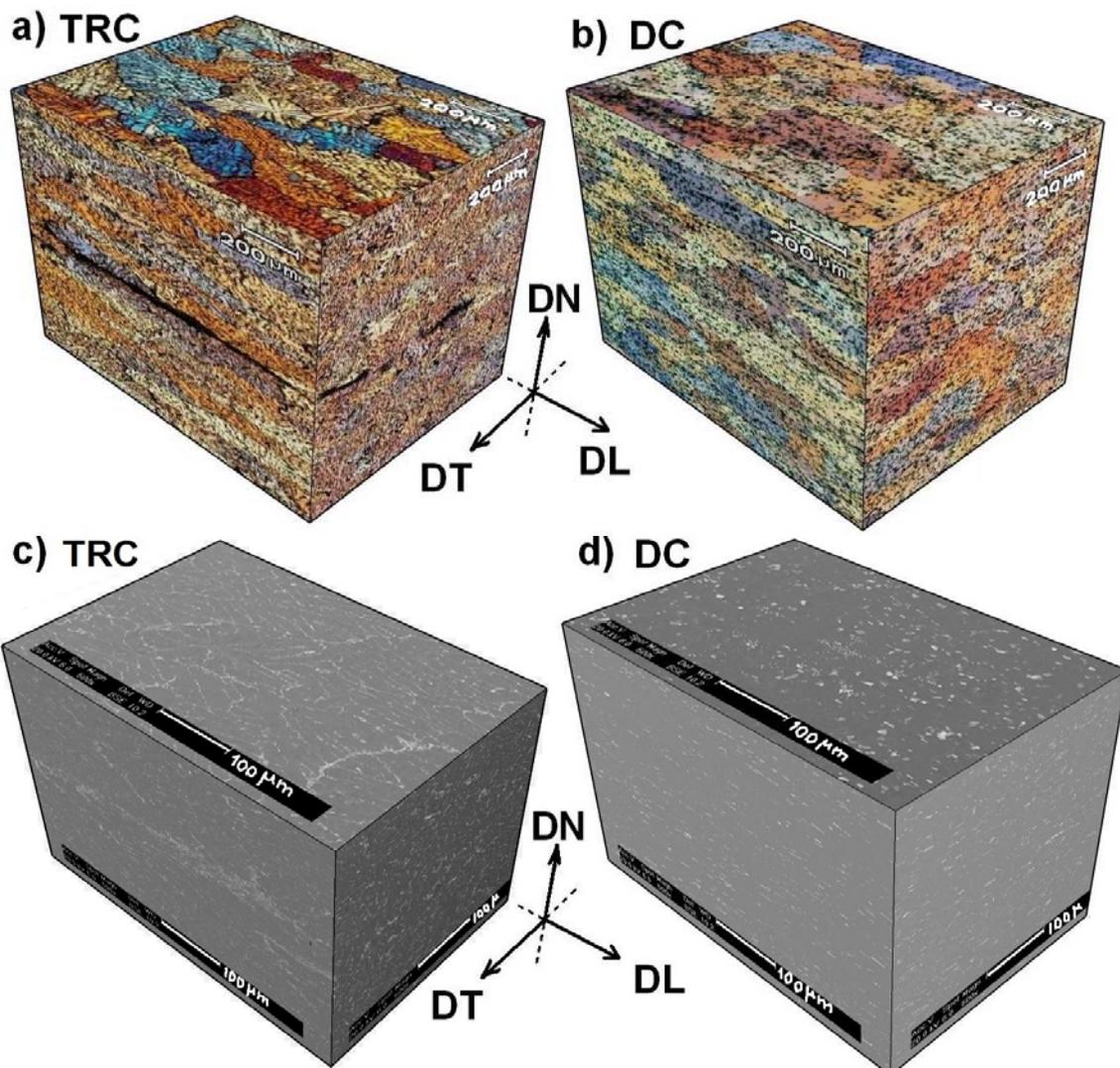


Figura 2. Microestruturas obtidas por MO das amostras anodizadas com solução contendo HBF_4 (a) e (b); e micrografias obtidas por MEV das amostras atacadas quimicamente com solução contendo HF na região central mostrando a distribuição dos precipitados das chapas da liga AA4006 (c) e (d).

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. No diagrama binário Al-Si pode ser vista a solubilidade do Si na matriz de Al com o aumento da temperatura.⁽²⁾ 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).⁽⁷⁾ As fases $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ (ou Al_3Fe), Fe_2SiAl_8 (fase α) e FeSiAl_5 (fase β) ocorrem em ligas do sistema Al-Fe-Si no canto rico em Al. Nas condições onde a solidificação acontece fora do equilíbrio, estas fases de equilíbrio também podem ocorrer, como no caso de chapas obtidas em processos industriais, além disso, distintas variantes estruturais destas fases α e β podem surgir em ligas produzidas pelo processo DC, assim como precipitados do tipo Al_3Fe .^(2,8-10)

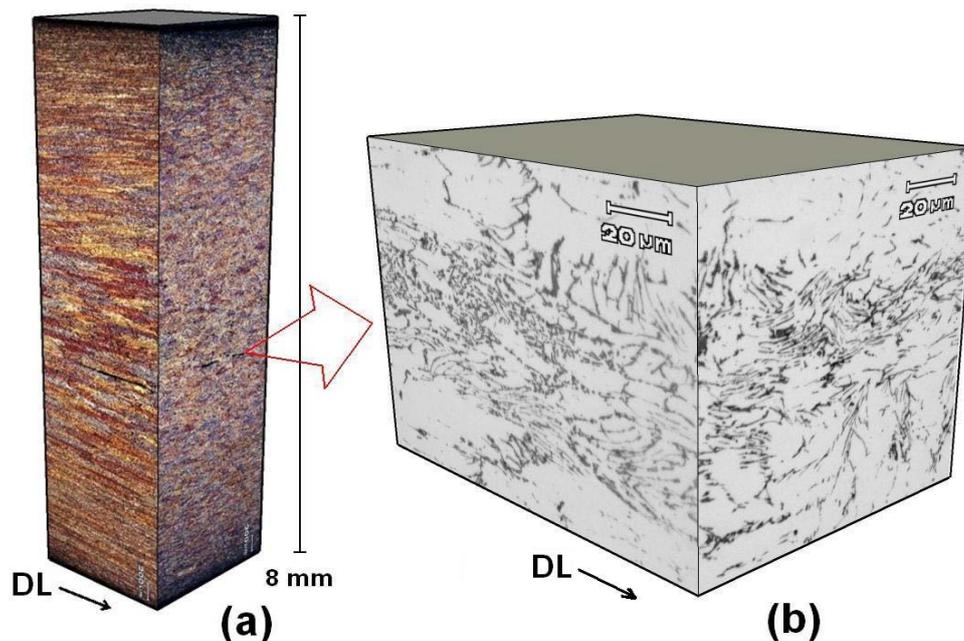


Figura 3. Microestrutura obtida por MO da espessura (amostra anodizada com solução contendo HBF_4) (a); e micrografia com maior aumento obtida por MO (ataque químico em solução contendo HF) mostrando a distribuição lamelar dos precipitados na região central da chapa da liga AA4006 obtida pelo processo TRC (b).

Para o estudo da solubilidade sólida do Si no Al, em função da temperatura, foram feitas medições de condutividade elétrica em amostras das chapas obtidas pelos processos DC e TRC. Na Tabela 2 as condutividades elétricas em %IACS destas 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 ; bem como 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, já que a condutividade elétrica é muito sensível aos átomos de soluto (neste caso, Si). 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.⁽¹⁾ Por esta razão as amostras tratadas a 400°C com diferentes tempos apresentaram uma condutividade elétrica maior que as demais. Este 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.

Tabela 2. Condutividades elétricas das chapas obtidas pelos processos TRC e 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	$54,0 \pm 0,1$	$58,0 \pm 0,1$	$58,9 \pm 0,1$	$52,2 \pm 0,1$
TRC	$55,1 \pm 0,1$	$57,9 \pm 0,1$	$57,7 \pm 0,1$	$51,6 \pm 0,1$

A Tabela 3 apresenta as medidas de dureza Brinnell para as chapas produzidas pelos processos DC e TRC. Estas medidas foram realizadas nas diferentes faces ou superfícies (DL, DT e DN) das chapas obtidas pelos dois processos.⁽²⁾ As diferenças observadas na dureza destas amostras, no estado como recebido, pode ser explicada com base nos mecanismos de endurecimento. O forte encruamento



presente na chapa obtida pelo processo *TRC* resulta numa dureza maior que na chapa produzida pelo processo *DC*, devido à maior densidade de discordâncias da chapa produzida pelo processo *TRC*, como discutido em trabalhos anteriores.^(2,5,12)

Já nas amostras tratadas termicamente, devido aos processos de recuperação e recristalização, houve uma diminuição da dureza, ou seja, os recozimentos a 400°C por 2 e 24 horas causaram a eliminação de discordâncias introduzidas pela deformação plástica durante a laminação, causando uma dureza ligeiramente menor nas amostras recozidas do que nas amostras no estado como recebido. 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.

Tabela 3. Medidas de dureza *Brinnell* das chapas obtidas pelos processos *TRC* e *DC* da liga AA4006 em diferentes temperaturas e tempos

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

Na Tabela 4 são apresentados os valores do diâmetro médio dos grãos dos alumínio, no estado “como recebido”. Os valores foram obtidos medindo-se o número de intersecções de uma linha teste com os contornos de grão nas micrografias das amostras na direção transversal, pois na direção normal e na longitudinal a contagem dos tamanhos de grão é inviável, como pode ser visto na amostra obtida da chapa produzida pelo processo *TRC* (Figura 1a). As amostras apresentaram tamanhos de grão relativamente grandes, principalmente na região central, pois as mesmas não foram submetidas à laminação a frio, que reduz o tamanho de grão.

Tabela 4. Diâmetro médio dos grãos das chapas obtidas pelos processos *DC* e *TRC* no estado “como recebido”

Amostras	Diâmetro médio (µm) Superfície / Centro	Tamanho ASTM Superfície / Centro
<i>DC</i>	74 ± 7 / 233 ± 41	4,1 ± 0,4 / 0,8 ± 0,1
<i>TRC</i>	41 ± 6 / 156 ± 24	5,9 ± 0,9 / 2,0 ± 0,3

2.2 Textura Cristalográfica

A função distribuição de orientação FDO dos grãos faz uma descrição mais completa e quantitativa da textura cristalográfica.⁽²⁾ Nas Figuras 4 e 5 podem ser vistas as figuras de pólo (111) e as FDOs das diferentes amostras para análise de suas texturas ao longo da espessura.

A superfície da chapa obtida pelo processo *TRC* da liga AA4006 apresentou as componentes de textura {001}<100> cubo, {001}<110> cubo rodado e {001}<310> com intensidades de 10,0; 8,5 e 7,1, respectivamente (Figura 4). A textura cubo rodado (vista como textura de cisalhamento) de maior intensidade é uma componente que ocorre na superfície de chapas deformadas de ligas de alumínio. O atrito com o cilindro de laminação e a chapa durante o processo *TRC* pode causar o aparecimento dessa textura como discutido por alguns autores,^(3,13) enquanto a textura cubo aparece comumente em ligas de alumínio laminadas.⁽¹⁴⁾

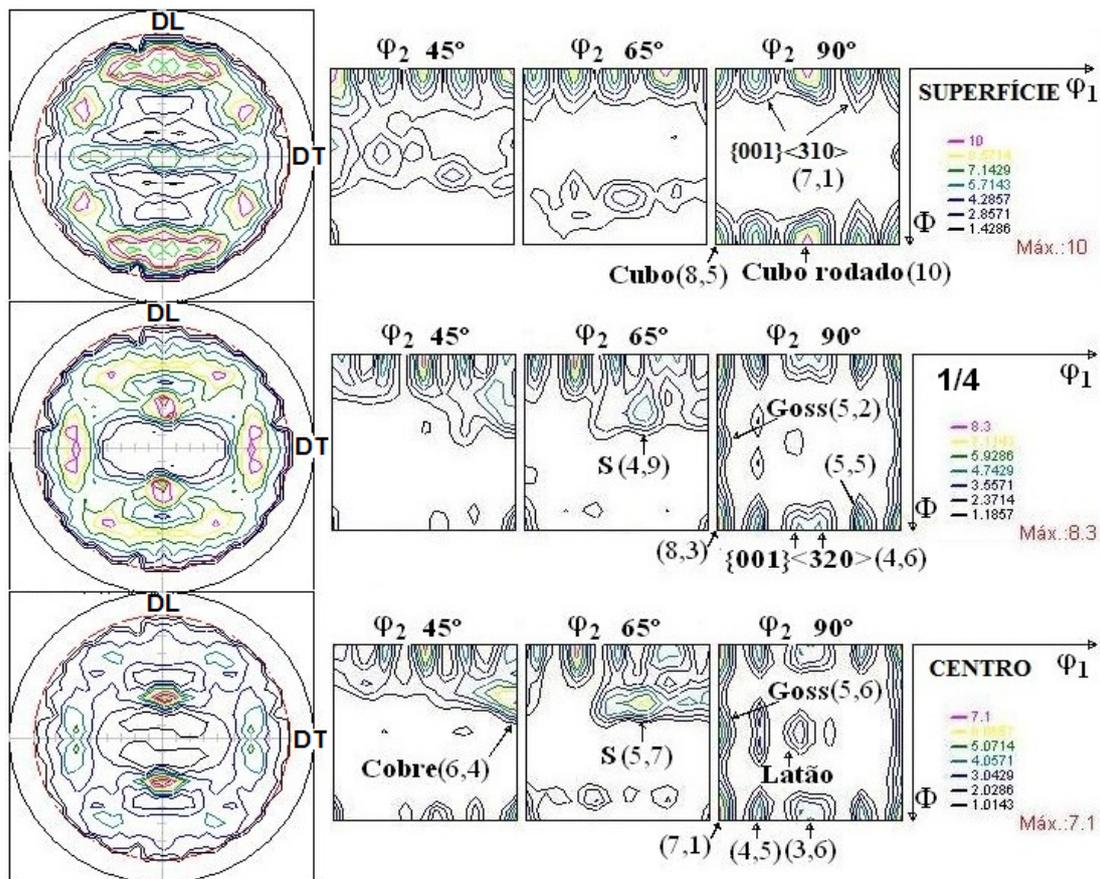


Figura 4. Figuras de pólo (111) e FDO's para a superfície, $\frac{1}{4}$ e centro da chapa produzida pelo processo TRC da liga AA4006.

Na Figura 4 também pode ser observado que na região de $\frac{1}{4}$ da espessura da chapa obtida pelo processo TRC as componentes de textura encontradas foram $\{001\}\langle 100\rangle$ cubo, com máxima intensidade relativa (8,3), bem como $\{011\}\langle 100\rangle$ Goss e $\{123\}\langle 634\rangle$ S com intensidades intermediárias 5,2 e 4,9, respectivamente. A componente $\{001\}\langle 310\rangle$ aparece com uma intensidade 5,5. Ao invés da textura $\{001\}\langle 110\rangle$ cubo rodado, vista na superfície da chapa, a componente $\{001\}\langle 320\rangle$ foi aqui encontrada com intensidade 4,6. Além disso, são vistas as componentes Goss (intensidade intermediária), $\{112\}\langle 111\rangle$ cobre e $\{011\}\langle 211\rangle$ latão (com fracas intensidades). Já na região central dessa chapa há o aparecimento das componentes vistas na superfície e em $\frac{1}{4}$ da espessura, porém a componente cubo rodado aparece com a intensidade bem inferior, e as componentes de textura de deformação planar Goss, latão, S e cobre aparecem com maiores intensidades quando comparadas com suas intensidades relativas na região de $\frac{1}{4}$ da espessura. Além disso, pode ser observado que a componente cubo rodado (textura de cisalhamento) em $\frac{1}{4}$ da espessura e no centro aparece com intensidade bem mais fraca que na superfície, enquanto a componente de textura de deformação, cubo, aparece com maior intensidade nestas regiões ($\frac{1}{4}$ da espessura e centro). Conseqüentemente, a fibra β (componente cobre, S e latão) aparece com intensidade maior no centro da chapa produzida pelo processo TRC.

Na Figura 5 pode ser visto que as componentes de textura vistas na chapa obtida pelo processo DC também são vistas na chapa obtida pelo processo TRC da liga AA4006, porém as componentes Goss, S e latão não aparecem na chapa obtida pelo processo DC. É interessante observar que na superfície a componente cubo rodado (textura de cisalhamento) aparece com maior intensidade em relação a esta

mesma componente nas regiões de $\frac{1}{4}$ e $\frac{1}{2}$ da espessura, isto, quando as intensidades das componentes cubo e cubo rodado são comparadas proporcionalmente. Este comportamento sugere que o fenômeno envolvendo a textura de cisalhamento e a textura de deformação planar detectado na chapa obtida pelo processo *TRC* pode acontecer na outra chapa obtida pelo processo *DC*, mas com menor intensidade, já que nesta última chapa o trabalho termomecânico envolvido durante a produção da mesma é diferente do trabalho empregado na chapa produzida no processo *TRC*, como já discutido.

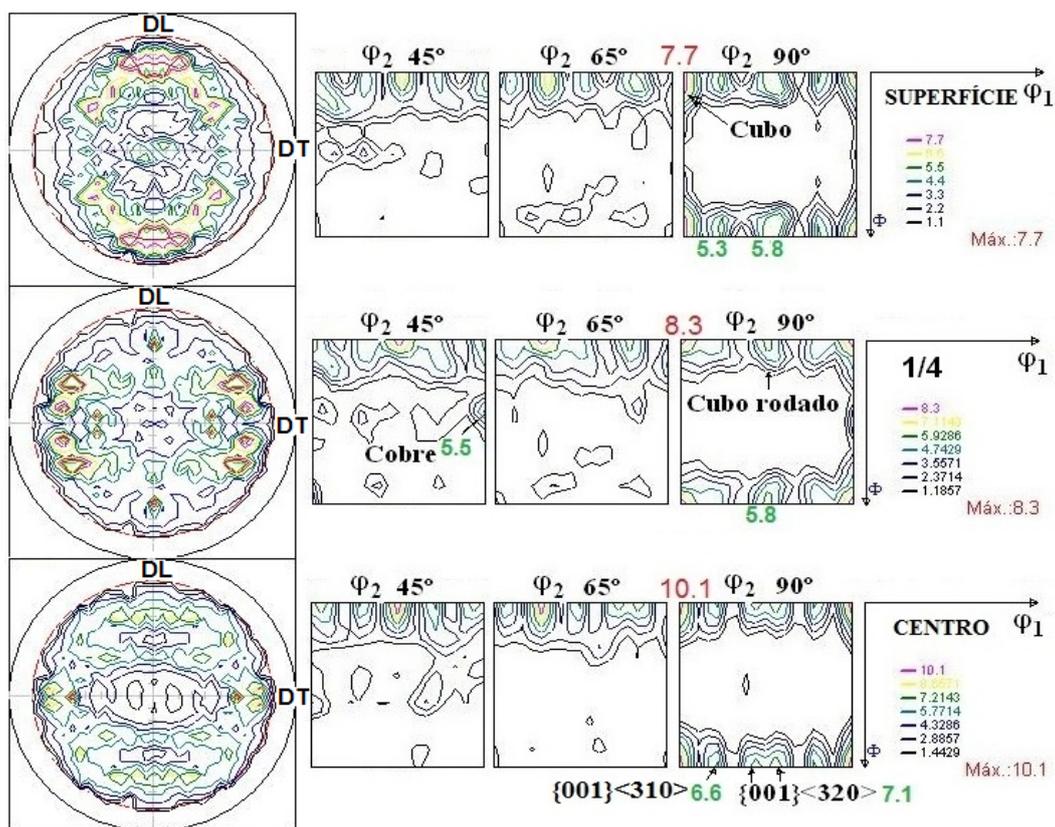


Figura 5. Figuras de pólo (111) e FDO's para a superfície, $\frac{1}{4}$ e centro da chapa produzida pelo processo *DC* da liga AA4006.

As texturas cristalográficas em chapas produzidas através do processo *DC* 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 vista nestas ligas,⁽¹¹⁾ bem como na liga AA3003 também produzida via processo industrial *DC*.^(2,15) Vale ressaltar que no alumínio e em suas ligas predominam as componentes de textura de deformação cobre, latão, Goss, S e de recristalização, textura cubo (a textura cubo é típica de recristalização e depende da pureza da liga), sendo que, as intensidades destas componentes podem variar muito com as condições de processamento.⁽¹⁶⁾

Logo, esses resultados de textura indicam que nas chapas da liga AA4006 produzidas nos processos *TRC* e *DC* uma textura de cisalhamento na região bem próxima à superfície causada pelo atrito entre o cilindro de laminação e a superfície da chapa metálica pode acontecer, já nas regiões mais internas das chapas, o aparecimento das texturas de deformação pode ser causado pelas mudanças geométricas advindas da deformação e do gradiente de temperatura envolvidos nos processos de produção, devido à ocorrência dos estados de deformação

heterogêneos em diferentes camadas ao longo da espessura das chapas. Finalmente, deve-se lembrar que os valores de intensidade das texturas é dependente do programa computacional empregado na análise.

3 CONCLUSÃO

Este trabalho investigou e comparou as microestruturas e as texturas de duas chapas da liga de alumínio AA4006 obtidas pelos processos de produção industrial *TRC* e *DC*. Os resultados 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 pelo processo *TRC* apresentou grãos bem alongados com precipitados mais finos que no centro. Na região central desta chapa foram vistas colônias lamelares de precipitados em grãos de solidificação dendrítica. A chapa produzida pelo processo *DC* 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 do Si 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 precipitação de parte do Si que estava em solução sólida. A dureza maior da chapa obtida pelo processo *TRC* do que da chapa obtida pelo processo *DC* ocorre devido ao endurecimento por deformação (no processo *TRC*) presente na chapa bruta de fundição. Já as amostras tratadas termicamente apresentaram uma dureza menor que a dureza das amostras no estado como recebido, devido à diminuição da densidade de defeitos cristalinos (discordâncias) e o conseqüente amolecimento durante o recozimento; e
- as componentes de textura cubo, cubo rodado e $\{001\}\langle 310 \rangle$ com predominância da componente cubo rodado foram vistas na superfície da chapa obtida pelo processo *TRC*. Na região de $\frac{1}{4}$ da espessura da 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 componentes S, cobre e latão que definem a fibra β . A intensidade da fibra β é maior no centro do que na região de $\frac{1}{4}$ da espessura. A superfície da chapa obtida pelo processo *DC* 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 predominam e no centro as componentes cubo, $\{001\}\langle 310 \rangle$ e $\{001\}\langle 320 \rangle$ aparecem. A variação nas componentes de textura ao longo da espessura das chapas depende fortemente das mudanças geométricas produzidas durante a deformação da tira metálica no processo de produção causando o aparecimento de uma textura de cisalhamento nas proximidades da superfície e uma textura de deformação na região interna.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) pelos materiais cedidos e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico



(CNPq) pela bolsa de doutorado concedida (Fabrício Mendes Souza, processo número 141783/2009-5).

REFERÊNCIAS

- 1 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.
- 2 SOUZA, F. M., LIMA, N. B., PLAUT, R. L., FERNANDES, R. C., PADILHA, A. F. Um estudo comparativo entre chapas produzidas pelos processos de lingotamento contínuo e de lingotamento semicontínuo da liga AA4006: microestrutura e textura cristalográfica. REM - *Revista Escola de Minas*, v. xx, p. xxx-xxx, 2011. (Artigo submetido).
- 3 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.
- 4 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.
- 5 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.
- 6 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.
- 7 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.
- 8 MONDOLFO, L.F. *Aluminum alloys: structure and properties*. London – Boston: Butterworths, 1976. 971 p.
- 9 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.
- 10 GHOSH, G. Aluminium – Iron – Silicon. In: PETZOW, G., EFFENBERG, G. (ed.). v. 5: *A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams*. 1 ed. Weinheim (Federal Republic of Germany): VCH, 1992. 695 p., cap. 1, p. 394 – 438.
- 11 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.
- 12 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.
- 13 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.
- 14 ENGLER, O.; LÜCKE, K. Mechanisms of recrystallization texture formation in aluminium alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*. v. 27, p. 1527-1532, 1992.
- 15 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 semi-contínuo. São Paulo: Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2005. 171 p. (*Tese de Doutorado*).
- 16 PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr., F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. São Paulo: ABM, 3ª edição. 2005.