ROGÉRIO MINATEL

**UM ESTUDO COMPARATIVO SOBRE A RECRISTALIZAÇÃO DE
CHAPAS DE ALUMÍNIO AA1200 E AA3003 OBTIDAS POR
LINGOTAMENTO CONTÍNUO (*twin roll caster*) E POR FUNDIÇÃO
DE PLACAS (*direct chill*)**

**São Paulo
2009**

ROGÉRIO MINATEL

**UM ESTUDO COMPARATIVO SOBRE A RECRISTALIZAÇÃO DE
CHAPAS DE ALUMÍNIO AA1200 E AA3003 OBTIDAS POR
LINGOTAMENTO CONTÍNUO (*twin roll caster*) E POR FUNDIÇÃO
DE PLACAS (*direct chill*)**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Mestre em Engenharia.

**São Paulo
2009**

ROGÉRIO MINATEL

**UM ESTUDO COMPARATIVO SOBRE A RECRISTALIZAÇÃO DE
CHAPAS DE ALUMÍNIO AA1200 E AA3003 OBTIDAS POR
LINGOTAMENTO CONTÍNUO (*twin roll caster*) E POR FUNDIÇÃO
DE PLACAS (*direct chill*)**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha

**São Paulo
2009**

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Catálogo na Publicação
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

Minatel, Rogério

Um estudo comparativo sobre a recristalização de chapas de alumínio AA1200 e AA3003 obtidas por lingotamento contínuo (twin roll caster) e por fundição de placas (direct chill) / Rogério Minatel. --São Paulo, 2009.

66 p.

Edição Revisada

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Alumínio 2. Recozimento I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade
única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 01/04/2009

Rogério Minatel

Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha

À minha querida esposa Ana Carla pela constante ajuda, paciência e incentivo incondicional para a conclusão deste trabalho.

Aos meus pais, que se privaram de tantos sonhos em prol da minha formação profissional e que sempre viveram pela união de nossa família.

Ao meu irmão “Bico”, que sempre conseguiu transformar minha preocupação em risos infindáveis.

A toda família Curti que sempre acreditou e torceu por mim.

AGRADECIMENTOS

À Companhia Brasileira de Alumínio (CBA – Votorantim) pelo incentivo e apoio ao desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha, pela grande cooperação e altruísmo em dividir uma pequena parcela do seu conhecimento comigo.

Aos colegas da CBA que me auxiliaram no trabalho, especialmente ao Téc. Ivan Carlos, que me ajudou na interminável retirada e preparação das amostras.

Aos técnicos Miguel, Ivan e Alex por todo o trabalho metalográfico.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	1
2 REVISÃO DA LITERATURA	3
2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	3
2.2 PRINCIPAIS ELEMENTOS NAS LIGAS AA1200 E AA3003	9
2.3 PROPRIEDADES DO ALUMÍNIO	11
2.4 O MERCADO E AS APLICAÇÕES DE LAMINADOS DE ALUMÍNIO	14
2.5 PROCESSO <i>ROLL CASTER</i>	16
2.6 PROCESSO VIA PLACAS - <i>DIRECT CHILL</i>	19
2.7 ENCRUAMENTO	22
2.8 RECUPERAÇÃO.....	24
2.9 RECRISTALIZAÇÃO	26
2.10 CRESCIMENTO DE GRÃOS	29
3 MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS.....	31
3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS	32
3.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	33
3.4 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)	33
3.5 CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	34
3.6 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	34
3.7 DUREZA.....	34
3.8 ENSAIO DE EMBUTIMENTO ERICHSEN	35
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	36
4.1 ESTADO BRUTO DE FUNDIÇÃO	36
4.1.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	36
4.1.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	37
4.2 ESTADO ENCRUADO	39
4.3 ESTADO RECOZIDO.....	47
5 CONCLUSÕES	61
LISTA DE REFERÊNCIAS	63

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Distribuição dos elementos na crosta terrestre [CBA, 2008].	3
Figura 2.2: Torre de beneficiamento a) e estoque de bauxita b) da CBA em Itamarati de Minas [CBA, 2008].	4
Figura 2.3: Alumina calcinada [CBA 2008].	5
Figura 2.4: Ilustração da reação de obtenção do alumínio metálico na cuba eletrolítica [CURSO DE LAMINAÇÃO, 1999].	6
Figura 2.5: Cubas eletrolíticas seqüenciais da CBA [CBA, 2008].	6
Figura 2.6: Retirada do metal líquido da cuba por sucção [CBA, 2008].	7
Figura 2.7: Projeção solvus do sistema Al-Fe-Si [HATCH, 1984].	9
Figura 2.8: Sistema Al-Mn no canto rico em Al [MONDOLFO, 1978].	10
Figura 2.9: Carroceria de automóvel a) e ônibus rodoviário, com lateral de chapas de alumínio b).	11
Figura 2.10: Defletor de calor produzido com chapas conformadas da liga 1050 na têmpera O.	13
Figura 2.11: Telha de alumínio a), luminárias com chapas brilhantes b), latas de bebidas c) e evaporadores roll bond d).	15
Figura 2.12: Vista superior do caster da CBA a) e desenho esquemático do processo de solidificação do metal em contato com os cilindros refrigerados b) [GODINHO, 2004].	16
Figura 2.13: Fluxograma de produção com diferentes processos industriais.	18
Figura 2.14: a) Desenho esquemático do vazamento de placas e b) Placas de alumínio no poço de vazamento [CURSO DE LAMINAÇÃO, 1999].	20
Figura 2.15: Microestrutura na direção longitudinal, superfície. Amostra de placa de 240 mm bruta de fundição na liga AA1200 a) e amostra de caster 7 mm na liga AA 1200 b).	20
Figura 2.16: Placa antes a) e após b) fresagem.	21
Figura 2.17: Representação esquemática do laminador a quente.	22
Figura 2.18: Estrutura celular em um grão deformado [PADILHA; SICILIANO, 2005].	23
Figura 2.19: Estágios da recuperação em um material deformado plasticamente [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].	25
Figura 2.20: Microscopia eletrônica mostrando grãos recristalizados crescendo na estrutura recuperada [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].	27
Figura 2.21: Microestrutura na direção longitudinal, sob luz polarizada, da amostra de alumínio AA3003 com deformação de 86% a),	

parcialmente recristalizada com tratamento a 420 °C b) e recristalizada com tratamento de 500 °C c) [MINATEL, 2008].	27
Figura 2.22: Ordem de ocorrência da recristalização e precipitação: a) Diagrama de fase esquemático de uma liga com concentração C0 homogeneizada a TH; b) Curva TTT envolvendo precipitação e recristalização [KÖSTER, 1974].	29
Figura 2.23: Micrografia na direção longitudinal sob luz polarizada de amostra de chapa de alumínio na liga AA1200 recristalizada 1 hora a 450 °C e após 12 horas a 500 °C.	30
Figura 3.1: Definição das direções utilizadas para a análise metalográfica.	33
Figura 3.2: Ilustração esquemática do ensaio erichsen, com punção esférico e matriz de secção circular.	35
Figura 4.1: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra: a) 3003-Placa – superfície; b) 3003-Placa – centro; c) 3003-Caster - superfície e d) 3003-Caster – centro.	37
Figura 4.2: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra: a) 1200-Placa – superfície; b) 1200-Placa – centro; c) 1200-Caster - superfície e d) 1200-Caster – centro.	38
Figura 4.3: Micrografia sob luz polarizada em toda a espessura da chapa na direção longitudinal: a) 3003-caster; b)1200-caster; c) 3003-placa; d)1200-placa.	39
Figura 4.4: Aumento da dureza em função da redução de espessura durante a laminação a frio para a liga AA1200 – Placa.	40
Figura 4.5: Aumento da dureza em função da redução de espessura durante a laminação a frio para a liga AA1200 – Caster.	40
Figura 4.6: Aumento da dureza em função da redução de espessura durante a laminação a frio para a liga AA3003 – Placa.	41
Figura 4.7: Aumento da dureza em função da redução de espessura durante a laminação a frio para a liga AA3003 – Caster.	41
Figura 4.8: Curva de encruamento comparativa entre as ligas AA1200 e AA3003, via caster e via placas.	42
Figura 4.9: Variação do limite de resistência à tração e do alongamento em função do encruamento a cada passe de laminação a frio.	43
Figura 4.10: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Placa na direção longitudinal, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 89%.	43
Figura 4.11: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA3003 com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 89% - Placa: a) Superfície e b) Centro.	44

Figura 4.12: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Caster na direção longitudinal, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 86%.....	44
Figura 4.13: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA3003 com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 86% - Caster: a) Superfície e b) Centro.	45
Figura 4.14: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Placa na direção longitudinal, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 88%.....	45
Figura 4.15: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA1200, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 88% - Placa: a) Superfície e b) Centro.....	46
Figura 4.16: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Caster na direção longitudinal, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 86%.....	46
Figura 4.17: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA1200, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 86% - Caster: a) Superfície e b) Centro.	47
Figura 4.18: Evolução da condutividade elétrica em função da temperatura de tratamento térmico para as ligas AA1200 e AA3003, produzidas via placa e via caster.	48
Figura 4.19: Variação da Dureza em função da temperatura de tratamento térmico para a liga AA1200 e AA3003 obtidas pelo processo caster e placa.....	49
Figura 4.20: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 88% de redução. Amostra tratada a 290 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.	49
Figura 4.21: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 88% de redução. Amostra tratada a 300 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.	50
Figura 4.22: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 88% de redução. Amostra tratada a 340 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.	50
Figura 4.23: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 310 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.	51
a) b).....	51
Figura 4.24: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 320 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.	51

a)	b).....	51
Figura 4.25: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 500 °C por 1 hora a)longitudinal e b) transversal.		
		51
Figura 4.26: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 89% de redução. Amostra tratada a 290 °C por 1 hora a) longitudinal e b) transversal.		
		52
a)	b).....	52
Figura 4.27: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 89% de redução. Amostra tratada a 300 °C por 1 hora a) longitudinal e b) transversal.		
		52
Figura 4.28: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 89% de redução. Amostra tratada a 500 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.		
		53
Figura 4.29: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 410 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.		
		53
Figura 4.30: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 430 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.		
		54
Figura 4.31: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 500 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.		
		54
Figura 4.32: Distribuição dos precipitados em função da posição da amostra, do tipo de processo e da temperatura de tratamento térmico para a liga AA1200.		
		55
Figura 4.33: Distribuição dos precipitados em função da posição da amostra, do tipo de processo e da temperatura de tratamento térmico para a liga AA3003.		
		56
Figura 4.34: Resultados dos ensaios de tração (LRT, LE e AI) em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras da liga AA1200 – Placa, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.....		
		56
Figura 4.35: Resultados dos ensaios de tração (LRT, LE e AI) em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras da liga AA1200 – Caster, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.....		
		57

Figura 4.36: Resultados dos ensaios de tração (LRT, LE e AI) em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras da liga AA3003 – Placa, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.....	57
Figura 4.37: Resultados dos ensaios de tração (LRT, LE e AI) em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras da liga AA3003 – Caster, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.....	58
Figura 4.38: Resultados dos ensaios de Erichsen em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras das ligas AA1200 e AA3003 – Placa e Caster, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.....	59
Figura 4.39: Calota Erichsen na região atacada 30s com solução de macrografia, na amostra AA3003 – Caster, com espessura de 0,88 mm e redução de 86%, tratada termicamente a 500 °C por 1 hora.	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Insumos por mil toneladas de alumina, Brasil, 2005 [FGV, 2007].	5
Tabela 2.2: Insumos por mil toneladas de alumínio primário, Brasil, 2005 [FGV, 2007].	7
Tabela 2.3: Solubilidade de alguns elementos no alumínio e influência na resistividade [HATCH, 1984].	13
Tabela 2.4: Solubilidade dos principais elementos de liga do alumínio (% em peso) [PADILHA, 2002].	17
Tabela 3.1: Composição química, em % em peso, conforme NBR 6834.	31
Tabela 3.2: Parâmetros de processo no forno de homogeneização e laminação a quente.	32
Tabela 4.1: Resultados da análise química (% em peso) das amostras de placa e caster para as ligas AA1200 e AA3003.	36
Tabela 4.2: Faixas de temperaturas para atendimento das têmperas especificadas na norma NBR 7823.	58

RESUMO

A necessidade de redução de custos de produção torna o *caster* mais vantajoso que o processo de placas, porém a aplicação dos produtos obtidos via vazamento contínuo é limitada pelas condições microestruturais.

A alta taxa de resfriamento no processo de vazamento, que pode ultrapassar 300 °C/s, resulta em uma condição de supersaturação dos elementos em solução sólida. Quando as chapas são recozidas, ocorre precipitação na forma de dispersóides que atrasam a recristalização. Quando o material obtido via *caster* segue o processo convencional de placas laminadas a quente, com recozimento intermediário e têmpera obtida por reduções pré-definidas, o resultado é uma chapa com aspecto superficial e desempenho na estampagem prejudicados pela granulação grosseira.

Para otimizar o processo é necessário aprimorar o conhecimento dos fenômenos de encruamento, recuperação, recristalização e crescimento de grãos além de relacioná-los aos processos industriais. A prática usual de processo para o material de *caster* consiste em um tratamento térmico de homogeneização para precipitar os elementos em solução sólida e melhorar a distribuição dos precipitados para que existam núcleos viáveis para a recristalização.

O processo de homogeneização agrega um elevado custo na produção de chapas e pode ser substituído em determinadas aplicações por um tratamento de recristalização parcial que evita o crescimento de grãos.

Para o presente trabalho, as amostras foram retiradas de rolos *caster* brutos de fusão e de placas laminadas a quente, nas ligas AA1200 e AA3003. As bobinas foram laminadas a frio até 0,88 mm e as amostras sofreram tratamentos térmicos em temperaturas entre 150 e 500 °C, com intervalos de 50 °C.

O intervalo entre 200 e 450 °C foi melhor detalhado e os tratamentos térmicos foram feitos a cada 10 °C. Todos os tratamentos tiveram duração de 1 hora. Após tratamentos, foram feitas medidas de condutividade elétrica e dureza, ensaios de tração, Erichsen, análises químicas e caracterização microestrutural.

O decréscimo das propriedades mecânicas em função do aumento da temperatura do tratamento térmico mostra o efeito da recuperação e recristalização nas amostras de chapas. A evolução das propriedades em função da temperatura é diferente quando se compara *caster* e placa, devido principalmente à taxa de resfriamento durante o vazamento do *caster* que mantém os elementos em solução sólida. A diferença é muito mais acentuada na liga AA3003, devido à baixa solubilidade sólida do manganês no alumínio, que precipita durante o tratamento térmico e atrasa a recristalização.

Com a evolução das propriedades mecânicas em função da temperatura foi possível determinar a faixa ideal de tratamento térmico para a obtenção das têmperas objetivadas.

ABSTRACT

The necessity of reducing production's costs makes the continuous casting more advantageous than plates process, however, the application of the products obtained through continuous casting is limited by microstructural conditions.

The high rate of cooling in the continuous casting, which can exceed 300 °C/s, results in a condition of supersaturation of the elements in solid solution. When the plates are annealed, precipitation occurs in the form of dispersoids that delays the recrystallization. When the continuous casting material follows the conventional process of hot-rolled plates, with intermediate annealing and hardness achieved by pre-defined reductions, the result is a plate with superficial appearance and performance in drawing hampered by the coarse graining.

To optimize the process is necessary to improve the knowledge of the phenomena of cold working, recovery, recrystallization and grain growth in addition to relate them to industrial processes. The practice of process for continuous casting material consists in homogenization heat treatment to precipitate elements in solid solution and improve the distribution of precipitates in order to provide viable nuclei for the recrystallization.

The process of homogenization adds a high cost in the production of plates and can be replaced in certain applications for treatment of partial recrystallization that prevents the grain growth.

For this paper, the samples were taken from continuous casting rolls as cast and hot-rolled plates, in the alloys AA1200 and AA3003. The coils were cold-rolled up to 0.88 mm and the samples have undergone thermal treatment at temperatures between 150 and 500 °C, with intervals of 50 °C.

The interval between 200 and 450 °C was better detailed and heat treatments were performed every 10 °C. All treatments had duration of 1 hour. After treatment, measures of electrical conductivity and hardness were made, besides traction tests, Erichsen, chemical analysis and microstructural characterization.

The decrease of mechanical properties as a function of increasing heat treatment temperature shows the effect of recovery and recrystallization in samples

of hot-rolled plates. The development of properties depending on the temperature is different when continuous casting and hot-rolled plates are compared, mainly due to the rate of cooling during the casting that keeps the elements in solid solution. The difference is more pronounced in the alloy AA3003, due to the low solid solubility of manganese in aluminum, which precipitates during the heat treatment and delays the recrystallization.

With the evolution of mechanical properties according to the temperature, it was possible to determine the optimal range of heat treatment to obtain the desired hardness.

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

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

Para atender os requisitos de novas aplicações são necessários desenvolvimentos com limites específicos de composição química de ligas, propriedades mecânicas, microestrutura e textura. A grande competitividade entre as empresas exige cada vez mais conhecimento de fenômenos como encruamento, recuperação, recristalização e crescimento de grãos para controle do desempenho na conformação e atendimento a critérios específicos de aplicações e mercados diferenciados.

A produção de chapas de alumínio é baseada em dois processos de obtenção da matéria-prima, *twin roll caster*, conhecido no mercado como *caster*, e o processo tradicional de vazamento de placas, *direct chill*, com posterior laminação a quente.

As ligas AA1200 e AA3003, normalmente produzidas via placas, podem ser produzidas via *caster* com necessidade de adequação do processo de tratamento térmico na etapa de laminação a frio. O processo de produção conhecido como *caster* traz economia significativa por evitar as etapas de fresagem e laminação a quente, além de propiciar aumento de flexibilidade na produção por facilidade de alteração de liga, espessura e largura de vazamento, sem a necessidade de alto investimento na aquisição de novos moldes com dimensional alterado.

A microestrutura da lâmina de *caster* bruta de fundição é muito diferente da do material laminado a quente, o que resulta em crescimento de grãos durante o recozimento. A alta taxa de resfriamento da liga de alumínio em contato com os cilindros refrigerados gera uma superfície com precipitados pequenos e em menor quantidade que o centro da amostra. Alguns elementos ficam retidos em solução sólida supersaturada e precipitam na forma de dispersóides durante o posterior tratamento térmico, atrasando a recristalização. Tal microestrutura resulta em

chapas com granulação grosseira após tratamento térmico, prejudicando o aspecto superficial e comprometendo a utilização em aplicações aparentes ou com exigência quanto à capacidade de conformação da chapa.

O processo convencional para precipitar os elementos retidos em solução sólida e melhorar a distribuição dos precipitados é a homogeneização, porém o tempo de tratamento térmico pode comprometer o custo do produto, inviabilizando sua utilização.

O presente trabalho tem como objetivo principal o desenvolvimento de recozimento parcial para obtenção de têmperas intermediárias (H22, H24 e H26) no material produzido via *caster* e via placa, além de um melhor entendimento do processo de recuperação, recristalização e crescimento de grãos para as ligas 1200 e 3003.

Os principais objetivos específicos são:

- Caracterização das microestruturas dos materiais de partida obtidos pelos dois processos, ou seja, da chapa laminada a quente e da amostra do *caster*;
- Determinação e comparação das curvas de encruamento do material produzido via placa e via *caster* para as duas ligas;
- Determinação da curva de decaimento das propriedades mecânicas em função da temperatura de tratamento térmico;
- Determinação da curva de condutividade elétrica após tratamentos térmicos;
- Caracterização da evolução da microestrutura em diferentes tratamentos térmicos;
- Definição das temperaturas ideais para obtenção das têmperas objetivadas;
- Determinação da curva da altura da calota Erichsen em função das temperaturas de tratamento térmico;
- Comparação dos resultados entre as duas ligas e os dois processos.

2 REVISÃO DA LITERATURA

A presente revisão é composta dos seguintes itens: uma introdução sobre o alumínio e suas ligas (item 2.1), na qual é descrito o processo de obtenção do metal e suas ligas e o efeito da adição dos principais elementos de liga (item 2.2). A seguir são apresentadas as propriedades (item 2.3), o mercado e as aplicações de laminados de alumínio (item 2.4).

Os processos de vazamento *roll caster* (item 2.5) e placas (item 2.6) são descritos com ênfase na microestrutura e propriedades resultantes em chapas laminadas com posterior tratamento térmico.

O entendimento dos fenômenos de encruamento, recuperação, recristalização e crescimento de grãos é um dos objetivos do trabalho e estes estão discutidos nos itens 2.7, 2.8, 2.9 e 2.10, respectivamente.

2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante da crosta terrestre e é produzido em escala industrial há mais de 100 anos [EAA, 2008]. A figura 2.1 mostra a distribuição dos elementos na crosta terrestre.

Figura 2.1: Distribuição dos elementos na crosta terrestre [CBA, 2008].

A cadeia, até sua fase de bens transformados de alumínio, é composta por cinco fases, sendo que as três primeiras são operações de processamento químico e as duas últimas de processamento mecânico:

- Extração e beneficiamento de bauxita;
- Produção de óxido de alumínio;
- Obtenção do metal primário (alumínio 99,7%);
- Fabricação de produtos semimanufaturados (chapas, folhas, perfis, fios, vergalhões, fundidos/forjados, pó de alumínio e desoxidante);
- Fabricação de produtos manufaturados finais (trefilados, esquadrias, estruturas, telhas, latas, utensílios domésticos, embalagens, cabo nu, cabo revestido, acessórios, entre outros).

Existe um sexto estágio, de sentido reverso, que é a reciclagem. O processo de reciclagem fecha a cadeia produtiva do alumínio [FGV, 2007].

O alumínio não é encontrado na forma metálica na natureza e normalmente está disponível na forma de óxidos. A bauxita é o minério utilizado nas indústrias para obtenção da alumina por processos de moagem, digestão, filtração, evaporação, precipitação e calcinação.

A bauxita é extraída do solo por retroescavadeiras e transportada por caminhões até a torre de beneficiamento, onde é britada, lavada e transportada por esteiras até o estoque. A figura 2.2 ilustra o processo.

a)

b)

Figura 2.2: Torre de beneficiamento a) e estoque de bauxita b) da CBA em Itamarati de Minas [CBA, 2008].

O processo de transformação do minério em alumina é baseado na solubilidade a quente do hidrato de alumínio em soda cáustica, também conhecido

como processo Bayer (nome do descobridor do processo). O minério normalmente chega a usina por ferrovias e é digerido sob pressão em autoclaves, “em solução de 80 a 100 g/l de Na_2CO_3 e a temperaturas de 100 °C a 150 °C” [FGV, 2007]. Após reação com a soda é obtido o aluminato de sódio, NaAlO_2 , que passa por filtragem e decantação para eliminar impurezas como sílica e óxidos de outros metais (como o ferro, por exemplo). Após estas etapas a soda é recuperada e a alumina é precipitada por resfriamento da solução.

A alumina passa por secagem e calcinação à temperatura de aproximadamente 960°C e obtêm-se um pó branco e fino, ilustrado na figura 2.3.

Figura 2.3: Alumina calcinada [CBA 2008].

A tabela 2.1 mostra uma estimativa de insumos consumidos para obtenção de mil toneladas de alumina.

Tabela 2.1: Insumos por mil toneladas de alumina, Brasil, 2005 [FGV, 2007].

Bauxita	2.350,2 toneladas
Energia elétrica	316,5 Megawatts/hora
Óleo combustível	126,5 toneladas
Soda cáustica	94,7 toneladas
Mão-de-obra estimada	2,25 homens/hora

O alumínio primário é obtido a partir da eletrólise ígnea da alumina. A alumina é adicionada em uma cuba eletrolítica, fundida em banho de sais e decomposta pela alta corrente elétrica, freqüentemente acima de 120.000 Amperes.

A reação, $2 \text{Al}_2\text{O}_3 + 3 \text{C} = 4 \text{Al} + 3 \text{CO}_2$, ocorre na presença de fundentes. O carbono reage com o oxigênio e forma-se CO_2 , enquanto o alumínio metálico é

depositado no fundo da cuba. A figura 2.4 é um desenho esquemático da reação na cuba.

Figura 2.4: Ilustração da reação de obtenção do alumínio metálico na cuba eletrolítica [CURSO DE LAMINAÇÃO, 1999].

A figura 2.5 mostra um galpão com células eletrolíticas alinhadas lado a lado na CBA e a figura 2.6 apresenta a retirada do metal líquido.

Figura 2.5: Cubas eletrolíticas sequenciais da CBA [CBA, 2008].

Figura 2.6: Retirada do metal líquido da cuba por sucção [CBA, 2008].

A tabela 2.2 apresenta uma estimativa de insumos para obtenção de mil toneladas de alumínio primário.

Tabela 2.2: Insumos por mil toneladas de alumínio primário, Brasil, 2005 [FGV, 2007].

Alumina	1.924,6 toneladas
Energia elétrica	15.297,1 Megawatts/hora
Óleo combustível	39,4 toneladas
Coque	370,9 toneladas
Piche	115,0 toneladas
Fluoreto	18,4 toneladas
Criolita	6,2 toneladas
Mão-de-obra estimada	2,0 homens/hora

O alumínio metálico obtido no processo de redução tem 99,7% de pureza e passa por adição de elementos como ferro, silício, manganês, magnésio, entre outros, para composição de ligas. As ligas são classificadas em grupos, sendo:

Série 1XXX – Ligas com no mínimo 99% de alumínio, são freqüentemente utilizadas em condutores elétricos, utensílios domésticos, defletores de calor e aplicações que exigem alta capacidade de conformação sem requisitos de alta resistência mecânica. Os principais solutos são Fe e Si.

Série 2XXX – O elemento principal é o Cu e eventualmente o Mg, com larga utilização na indústria aeronáutica. São ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação coerente.

Série 3XXX – Ligas Al – Mn, com média resistência mecânica e boa ductilidade. Muito utilizadas no segmento de construção civil, como calhas, telhas e revestimento, na indústria de ônibus e baús e na fabricação de latas de alumínio.

Série 4XXX – Ligas Al – Si, com propriedades mecânicas semelhantes às das ligas da série 3XXX. A liga 4006 foi introduzida no mercado brasileiro para produção de painéis de pressão, com alta ductilidade.

Série 5XXX – O principal elemento é o Mg, que causa aumento significativo das propriedades mecânicas do alumínio. Ligas da série 5XXX atingem 400MPa de limite de resistência a tração e são utilizadas na indústria de transportes, produção de barcos e outras, onde a resistência mecânica é requisito da aplicação.

Série 6XXX – Ligas com Mg e Si, largamente utilizadas quando o processamento envolvido é a extrusão. São ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação.

Série 7XXX – As ligas da série 7XXX possuem adição de Zn, Mg e Cu e são utilizadas em aplicações onde são exigidas altíssimas propriedades mecânicas. Algumas ligas desta série atingem limites de resistência a tração acima de 500 MPa. São ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação.

Série 8XXX – São ligas com adição de Si, Fe e Mn e não se encaixam nas séries anteriores. São muito utilizadas para produção de folhas.

As têmperas do alumínio são definidas de acordo com a deformação plástica a frio ou a quente, com o tratamento térmico ou pela combinação de ambos [NBR 6835:2000, 2000].

Para os produtos laminados nas ligas da série 1XXX e 3XXX, não tratáveis termicamente, as principais têmperas são H1X e H2X.

As têmperas H1X designam produtos encruados, nos quais a resistência desejada é obtida pelo grau de deformação a frio. O segundo dígito indica o grau de deformação utilizado.

Quando o segundo dígito é 8, o material está na condição mais dura; por sua vez, quando o número indicado é 9, tem-se que o material excede em pelo menos 10 MPa a condição H18. A tempera O indica a mínima resistência à tração da liga.

A tempera H14, considerada de resistência intermediária, indica aproximadamente a metade do limite de resistência à tração entre a tempera O e H18. A tempera H16 indica a metade entre a H14 e H18 e assim sucessivamente para todas as têmperas entre H11 e H17.

As têmperas H2X têm o mesmo limite mínimo de resistência à tração que as têmperas H1X correspondentes, porém são deformadas a frio em grau maior do que o desejado e posteriormente recozidas parcialmente para atingir os limites especificados [NBR 6835:2000, 2000].

2.2 PRINCIPAIS ELEMENTOS NAS LIGAS AA1200 E AA3003

Liga AA1200 – Os principais elementos são Fe e Si. A solubilidade sólida do silício no alumínio situa-se em torno de 1,65% a 577 °C e a do Fe é menor que 0,006% a 500 °C. A maior parte do Fe adicionado nas ligas de alumínio está presente na forma de fases intermetálicas, em combinação com o alumínio ou outros elementos, devido à baixa solubilidade no estado sólido [FERNANDES, 2006]. A formação de precipitados, normalmente grosseiros, é desejada e o Fe é adicionado com a finalidade de reduzir o tamanho de grão [ZHANG, et al 2005].

As fases Fe_2SiAl_8 (α) e FeSiAl_5 (β) estão presentes em equilíbrio com o alumínio e aparecem normalmente como segregação central tipo “escrita chinesa” e como plaquetas finas e alongadas, respectivamente [HATCH, 1984].

Os produtos obtidos pelos processos de placas e *caster* podem apresentar fases fora das condições de equilíbrio devido à taxa de resfriamento.

A figura 2.7 mostra o diagrama ternário do sistema Al-Fe-Si.

Figura 2.7: Projeção solvus do sistema Al-Fe-Si [HATCH, 1984].

Finalmente, deve-se acrescentar que além das fases de equilíbrio mencionadas, mais de dez fases intermetálicas metaestáveis podem se formar durante o processamento industrial desta classe de ligas [ZHANG et al, 2008].

Liga AA3003 – Os principais elementos da liga são Mn, Fe e Si. A solubilidade sólida do Mn no alumínio é de 1,82% a 659 °C e diminui para 0,2% a 427 °C. A redução brusca da solubilidade sólida durante o resfriamento faz com que o Mn forme precipitados ou entre em solução sólida supersaturada quando se têm altas taxas de resfriamento.

A solidificação se inicia com a formação de uma rede de dendritas e é imediatamente seguida pela precipitação da fase $\text{Al}_6(\text{FeMn})$, que se transforma em $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ por reação peritética. Após transformação peritética, $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ continua precipitando do líquido residual até a completa solidificação [BACKERUD, 1986].

No sistema binário, o manganês tem apenas um leve efeito na diminuição do ponto de fusão. A fase intermetálica que existe em equilíbrio com o alumínio sólido tem uma composição próxima ao MnAl_6 , que se separou como fase primária da solução líquida contendo 1,9 a 4,1% de manganês. Para soluções com maiores teores de manganês, o MnAl_6 é formado pela reação peritética entre MnAl_4 e líquido a 710 °C [HATCH 1984].

A figura 2.8 mostra o diagrama de fases do sistema Al-Mn, no canto rico em alumínio.

Figura 2.8: Sistema Al-Mn no canto rico em Al [MONDOLFO, 1978].

O resfriamento rápido aumenta a solubilidade sólida do Mn, que pode chegar a 3% em taxas de 10 °C/s e até a 15% com taxas de $10^8 - 10^9$ °C/s, enquanto a adição de Fe pode reduzir a solubilidade para a metade [MONDOLFO, 1978].

A adição de manganês em ligas Al-Fe-Si normalmente ocorre em uma quantidade próxima ao ferro para prevenir que fases metaestáveis se formem em quantidades apreciáveis. Se há outros elementos (tais como cobalto, cromo e níquel) que se combinam com ferro, menor quantidade de manganês é necessária [MONDOLFO, 1978].

2.3 PROPRIEDADES DO ALUMÍNIO

As propriedades físicas mais importantes são [COBDEN, 1994]:

Estrutura cristalina – Cúbica de Face Centrada (CFC)

Densidade – A densidade específica é de 2,7 g/cm³. O alumínio possui densidade aproximadamente três vezes menor que o aço, o que o torna um atrativo para a escolha do metal em certas aplicações. A figura 2.9 mostra aplicações do alumínio onde a densidade é um requisito de projeto.

a)

b)

Figura 2.9: Carroceria de automóvel a) e ônibus rodoviário, com lateral de chapas de alumínio b).

Condutividade elétrica – É um indicador da capacidade de um determinado material conduzir eletricidade.

Quando se aplica um campo elétrico, uma força atua nos elétrons livres acelerando-os em direção oposta ao campo em virtude de suas cargas negativas. Segundo definições da mecânica quântica, não há interação entre os elétrons em aceleração e os átomos em um retículo cristalino perfeito. Nestas condições a corrente elétrica deve aumentar continuamente ao longo do tempo, o que não ocorre nos materiais, demonstrando que existem forças de atrito.

Essas forças de atrito resultam do espalhamento dos elétrons pelas imperfeições do retículo cristalino, tais como átomos de impureza, lacunas, átomos intersticiais, discordâncias e as vibrações térmicas dos próprios átomos [CALLISTER, 2002].

A equação abaixo representa a condutividade elétrica.

$$\sigma = n |e| \mu_e \quad (1)$$

Na qual:

n – número de elétrons livres ou de condução por unidade de volume

$|e|$ - magnitude absoluta da carga elétrica de um elétron ($1,6 \times 10^{-19}$ C)

μ_e – mobilidade eletrônica ($\text{m}^2/\text{V}\cdot\text{s}$)

Cada átomo em solução sólida representa um defeito que atua como força de atrito espalhando os elétrons. Quando ocorre precipitação, um número grande de átomos se junta numa partícula que atua como defeito localizado, reduzindo as forças de atrito. Portanto, a precipitação acarreta aumento de condutividade elétrica.

Como o número de elétrons livres e a magnitude absoluta da carga elétrica podem ser considerados parâmetros constantes, a variação da condutividade é devida a mobilidade eletrônica, que é uma indicação da frequência dos eventos de espalhamento.

A condutividade elétrica do alumínio puro (99,99%) a 20 °C é 64,94% da *International Annealed Copper Standard* (IACS). Devido à sua baixa densidade, a condutividade elétrica por massa é o dobro da do cobre e maior do que a de qualquer outro metal. A condutividade elétrica, que é inversamente proporcional a resistividade, é uma das propriedades mais sensíveis do alumínio, afetada pelas mudanças na composição química e pelo tratamento térmico, onde elementos em solução sólida produzem maior resistência do que constituintes não dissolvidos. Assim como no cobre, a condutividade do alumínio é extremamente afetada por

impurezas em solução sólida no metal. A precipitação de partículas, por exemplo, durante processos de recozimento, reduz a quantidade de elementos de liga em solução sólida, proporcionando um aumento da condutividade elétrica [COBDEN, 1994].

A tabela 2.3 mostra a solubilidade de alguns elementos no alumínio.

Tabela 2.3: Solubilidade de alguns elementos no alumínio e influência na resistividade [HATCH, 1984].

Elemento	Solubilidade max. no Al (% em peso e em solução)	Aumento médio na resistividade ($\mu\Omega\cdot\text{cm}$)
Cr	0,77	4,00
Cu	5,65	0,344
Fe	0,052	2,56
Mg	14,9	0,54
Mn	1,82	2,94
Si	1,65	1,02
Ti	1,0	2,88

Condutividade térmica - A condutividade térmica do alumínio é de 244 W/m°C para 99,99% de pureza na faixa de 0-100 °C. Uma aplicação prática da alta condutividade térmica são os defletores de calor, nos quais a conformabilidade e a baixa densidade também são características que privilegiam o alumínio.

A figura 2.10 mostra um defletor de calor produzido com a liga 1050 na têmpera O.

Figura 2.10: Defletor de calor produzido com chapas conformadas da liga 1050 na têmpera O.

Refletância e refletividade. O alumínio plano reflete cerca de 75% da luz e 90% da radiação de calor que incide sobre ele. A emissividade da mesma peça é, portanto, baixa (menos de 10% de um corpo negro à mesma temperatura).

Resistência à corrosão. É maior que a maioria dos outros metais. A afinidade extremamente forte do alumínio por oxigênio significa que, à temperatura ambiente em condições normais, há a formação de uma fina camada (película passivadora) de óxido superficial.

Dilatação térmica. O coeficiente de dilatação térmica é considerado constante entre 20 e 100 °C, sendo afetado pela presença de outros constituintes. A presença de silício e cobre reduz a dilatação, enquanto o magnésio a aumenta. Os coeficientes das ligas comerciais são próximos de $2,4 \times 10^{-5}$, isto é, o dobro do aço.

Temperatura de fusão. O ponto de fusão do alumínio puro é de 660 °C, mas diminui para 635 °C com 99,5% de pureza. A adição de elementos de liga pode reduzir esta temperatura para até 500 °C (ligas com magnésio). A diferença entre as temperaturas é usada como vantagem na fabricação de trocadores de calor, usando a tecnologia de *clad*, na qual chapas de liga 3103 ou 3003 são unidas a ligas de alumínio da série 4XXX, com até 10% de silício.

2.4 O MERCADO E AS APLICAÇÕES DE LAMINADOS DE ALUMÍNIO

A produção da indústria brasileira de laminados registrou crescimento médio de 8,01% ao ano entre 1965 e 2005, enquanto o crescimento per capita no mesmo período foi de 5,81%.

A taxa de crescimento de laminados foi de 12,55% entre os anos de 1995 e 2000 e 8,69% entre 2000 e 2005, enquanto o segmento de transformados em geral cresceu 6,72 e 5,93% nos mesmos períodos.

O cenário dos últimos 40 anos mostra que entre 1965 e 1980 houve forte crescimento do mercado de laminados no Brasil, decorrente da substituição da importação. Após este período houve declínio do crescimento que chegou a valores negativos na década de 80, e posterior retomada do crescimento, após o Plano Real em 1994 [FGV, 2007].

O segmento automotivo é um mercado de alta competitividade que busca freqüentemente substituição de matéria prima para melhoria de desempenho e de autonomia dos veículos, aliado a reduções de custos e emissão de poluentes. Atualmente existem desenvolvimentos promissores para utilização de alumínio no capô, teto, pára-lamas e porta-malas de veículos da linha popular.

A linha de laminados é vasta e os produtos são utilizados em vários segmentos, como construção civil, automotivo, alimentício, utensílios domésticos, decorativo, iluminação, refrigeradores, moldes de injeção, entre outros. A figura 2.11 ilustra algumas aplicações do alumínio.

a)

b)

c)

d)

Figura 2.11: Telha de alumínio a), luminárias com chapas brilhantes b), latas de bebidas c) e evaporadores *roll bond* d).

2.5 PROCESSO *ROLL CASTER*

O processo *twin roll caster*, mais conhecido como *caster*, vem conquistando espaço na indústria de laminados de alumínio por sua versatilidade, pelo reduzido investimento de capital e pela redução de custos de produção de chapas.

O processo *caster* consiste no vazamento de chapas, usualmente entre 3 a 9 mm de espessura. O metal líquido é transportado do forno até o injetor através de uma calha, passando pelo sistema de desgaseificação e filtragem. O injetor, normalmente produzido de material cerâmico, é responsável pela distribuição do metal no cilindro e é uma das peças mais importantes do *caster*.

Na saída do injetor existem dois cilindros rotativos de aço, refrigerados internamente com água, girando em velocidade constante e em sentidos opostos. A distância dos cilindros define a espessura final da tira vazada [FERNANDES, 2006].

Na figura 2.12 temos a saída da chapa do laminador *caster* e o bobinamento a) e o desenho esquemático do processo de solidificação do metal em contato com os cilindros b).

Figura 2.12: Vista superior do *caster* da CBA a) e desenho esquemático do processo de solidificação do metal em contato com os cilindros refrigerados b) [GODINHO, 2004].

Ao entrar em contato com os cilindros o metal se solidifica e, posteriormente, sofre deformação. A temperatura de saída da chapa dos cilindros é em torno de 300 °C, insuficiente para que ocorra recristalização, resultando em uma estrutura de grãos alongados na direção de laminação na superfície [MINATEL, 2008]. A

temperatura de saída no processo *caster* poderia ser suficiente para promover a recristalização de chapas das ligas da série 1000, caso houvesse maior deformação.

A solidificação e laminação a quente simultâneas produzem uma microestrutura característica de grão fino e partículas intermetálicas distribuídas com uma subestrutura de discordâncias causada pela laminação. A microestrutura é significativamente diferente da encontrada em chapas provenientes do processo de vazamento semicontínuo (*direct chill*) [FERNANDES et al, 2002].

O processo possui alta taxa de resfriamento, em torno de 150 °C/s para chapas com espessura de 7 mm, chegando a taxas acima de 300 °C/s para a espessura de 3 mm. Elementos como Mn, Fe, Cu e Si ficam retidos parcialmente em solução sólida supersaturada, já que o resfriamento rápido não permite a precipitação. A solubilidade dos principais elementos de liga do alumínio é apresentada em duas temperaturas na tabela 2.4.

Tabela 2.4: Solubilidade dos principais elementos de liga do alumínio (% em peso) [PADILHA, 2002].

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

O manganês, por exemplo, que têm solubilidade de 0,36% a 500 °C, fica retido em solução sólida supersaturada e precipita durante posterior tratamento térmico na forma de dispersóides na liga 3003. Os dispersóides têm influência direta na recristalização, textura, tamanho de grãos e propriedades mecânicas [LI;ARNBERG, 2003].

Antes do processo convencional de laminação a frio, é realizado o tratamento térmico de homogeneização com objetivo de precipitar os elementos em solução sólida e conseguir maior homogeneidade no tamanho e na distribuição dos

precipitados. Para conseguir resultados eficientes, o tratamento normalmente é feito em temperaturas acima de 500 °C, por tempos que variam entre 10 a 20 horas, impactando significativamente no custo de produção [MINATEL, 2008]. Na liga AA3003, além da precipitação do Mn retido parcialmente em solução sólida supersaturada, há transformação da fase $Al_6(FeMn)$ em $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ [ALEXANDER; GREER, 2002].

A figura 2.13 ilustra os processos de laminação a quente e laminação a frio via placas e *caster* com recozimento pleno intermediário e recozimento parcial no final do processo. O recozimento pleno é utilizado como etapa de processo intermediária e a têmpera é determinada pela redução após tratamento térmico. Quando o objetivo é a têmpera O, o recozimento é feito na espessura final, deixando a chapa totalmente recristalizada.

O processo de recristalização parcial consiste na laminação até a espessura final e a têmpera é determinada pela relação tempo e temperatura de tratamento térmico. O processo é denominado industrialmente como termoplastia, e promove recuperação e recristalização parcial, com restauração parcial das propriedades como antes da deformação.

Figura 2.13: Fluxograma de produção com diferentes processos industriais.

O processo via *caster* normalmente envolve homogeneização, recozimento pleno e passe de acabamento que determina a têmpera em função da redução.

Quando o processo é feito via recozimento parcial, as temperaturas de tratamento térmico são menores e determinadas em função da têmpera objetivada, enquanto o tempo normalmente é maior para garantir menor gradiente de temperatura entre as espiras externas e o núcleo da bobina. O aumento da taxa de aquecimento no tratamento de termoplastia está diretamente relacionado à instabilidade de propriedades mecânicas, o que pode comprometer o produto em aplicações de conformação contínua.

2.6 PROCESSO VIA PLACAS - *DIRECT CHILL*

O processo de vazamento semicontínuo consiste da passagem de metal líquido por um molde refrigerado por água e solidificação na forma de placas, com dimensões que podem variar em função da capacidade dos laminadores. O processo de solidificação é realizado em dois estágios: formação de metal sólido na parede do molde refrigerado com água e solidificação do restante do lingote na seção transversal pela retirada do calor por meio de jatos de água.

A figura 2.14 representa o processo de vazamento. Na figura a) temos uma representação esquemática do processo e na figura b) temos a imagem do poço de vazamento da CBA.

Figura 2.14: a) Desenho esquemático do vazamento de placas e b) Placas de alumínio no poço de vazamento [CURSO DE LAMINAÇÃO, 1999].

O processo resulta em uma microestrutura diferente da obtida pelo vazamento tipo *caster*, já que a taxa de resfriamento fica em torno de $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ para placas da série 1000 vazadas com 1310 mm de largura e 240 mm de espessura.

A baixa taxa de solidificação possibilita a precipitação dos elementos. A figura 2.15 revela que o material proveniente do vazamento de placas (figura a) apresenta precipitados grosseiros, enquanto o material de *caster* (figura b) possui uma distribuição mais fina de partículas.

Figura 2.15: Microestrutura na direção longitudinal, superfície. Amostra de placa de 240 mm bruta de fundição na liga AA1200 a) e amostra de *caster* 7 mm na liga AA 1200 b).

As placas seguem para o processo de fresagem, que é um processo de usinagem mecânica para retirada da camada de óxido, dos grãos colunares, das impurezas de fundição e da segregação inversa que normalmente ocorre na região superficial. A figura 2.16 mostra a placa antes a) e após b) etapa de fresagem.

a)

b)

Figura 2.16: Placa antes a) e após b) fresagem.

O tratamento térmico de homogeneização em placas também pode servir como etapa de aquecimento para a laminação a quente (fornos contínuos) ou em outros casos as placas são homogeneizadas em forno estacionário e seguem para o forno de aquecimento e laminação a quente.

Em alumínio comercial, a presença de precipitado interdendrítico na estrutura do lingote sempre está em excesso, em condições industriais, e a sua forma é determinada em parte pela cinética de solidificação. Durante a homogeneização podem ocorrer reações envolvendo os precipitados interdendríticos e solubilização parcial ou total deles; a sua forma tende a tornar-se arredondada, com crescimento dos precipitados maiores à custa dos menores [FALLEIROS, 1970].

O processo subsequente é o de laminação a quente, esquematizado na figura 2.17.

Figura 2.17: Representação esquemática do laminador a quente.

Os laminadores a quente disponíveis no mercado normalmente possuem 2 ou 4 cilindros e são reversíveis. A etapa de laminação a quente normalmente é iniciada com as placas em temperaturas acima de 400 °C e finalizadas entre 200 e 350 °C.

Os passes de laminação são dependentes da liga e variam entre 20 a 60% de redução. A espessura de saída usual é de 3 a 10 mm.

Existem laminadores mais modernos com sistema de cadeiras de laminação denominado *tandem* e que pode reduzir a espessura para abaixo de 2 mm.

Em metais de alta EDE, como é o caso do alumínio, há ocorrência de recuperação estática e dinâmica, que diminui a quantidade de defeitos cristalinos e, por consequência, o potencial termodinâmico para a recristalização.

A laminação a quente aumenta o número de defeitos cristalinos e causa rearranjo das discordâncias geradas para uma estrutura de subgrãos devido à ativação térmica [PADILHA; SICILIANO, 2005].

2.7 ENCRUAMENTO

A energia armazenada durante a deformação plástica é o potencial termodinâmico para a recuperação e recristalização. Grande parte da energia utilizada na deformação a frio é perdida na forma de calor, sendo que

aproximadamente 1% é armazenada no metal na forma de defeitos cristalinos, como por exemplo, o aumento da densidade de discordâncias.

Dentre os principais eventos que ocorrem durante a deformação plástica estão as mudanças da forma e da orientação dos grãos, o aumento da área de contornos de grão por unidade de volume e da quantidade de discordâncias e de defeitos puntiformes [PADILHA; SICILIANO, 2005].

Durante a deformação os grãos mudam de formato e como consequência há aumento da área de contorno de grão. Supondo-se um grão cúbico, após 50% de redução a área superficial do grão é aumentada em 16% e após 99% de redução a área é aumentada em 3267%. Este aumento do contorno de grão ocorre por incorporação das discordâncias geradas durante a deformação [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].

Os fatores que influenciam a microestrutura no estado encruado são:

Energia de defeito de empilhamento (EDE) – O alumínio possui alta EDE (166 mJm^{-2}) e, portanto, apresenta discordâncias dissociadas em parciais próximas umas das outras, o que facilita o escorregamento com desvio (*cross-slip*) e a escalada (*climb*). Discordâncias com alta mobilidade tendem a localizar-se em planos cristalinos de baixos índices de Miller, assim como aniquilar-se com discordâncias vizinhas de sinal oposto. Devido a estes fatores, o alumínio tende a apresentar uma estrutura celular de discordâncias [PADILHA; SICILIANO, 2005].

A figura 2.18 mostra a estrutura celular em um grão encruado.

Figura 2.18: Estrutura celular em um grão deformado [PADILHA; SICILIANO, 2005].

Átomos de soluto – A adição de átomos de soluto pode influenciar na EDE do metal e conseqüentemente na densidade e distribuição das discordâncias. Além disto, os átomos de soluto em solução sólida distorcem a rede cristalina e os campos

de tensão ao seu redor interagem com as discordâncias, dificultando sua movimentação [PADILHA, 2007].

Tamanho de grão inicial – A densidade de discordâncias após deformação é maior para amostras com grão fino. Os contornos de grãos são barreiras que dificultam a movimentação das discordâncias, o que causa endurecimento por refino de grão.

Temperatura de deformação – O aumento da temperatura de deformação favorece a formação de subgrãos. Quanto menor for a temperatura durante a deformação, maior será a densidade de discordâncias, pois, tanto a EDE quanto a distância de deslizamento da discordância e mobilidade são reduzidas quando a temperatura é abaixada, e, conseqüentemente a energia armazenada na deformação é maior para temperaturas menores [SWAN, 1963].

Velocidade de deformação – O efeito do aumento da velocidade é equivalente microestruturalmente ao abaixamento da temperatura [PADILHA; SICILIANO, 2005].

Heterogeneidades de deformação – A distribuição de defeitos cristalinos em um metal normalmente é muito heterogênea. As diferenças de densidades de defeitos cristalinos ocorrem tanto dentro de um único grão como entre os grãos. As bandas de deformação possuem grande gradiente de orientação, os quais são locais preferenciais da nucleação da recristalização [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].

2.8 RECUPERAÇÃO

O termo recuperação refere-se a mudanças no material deformado que ocorrem antes ou durante a recristalização, as quais restauram parcialmente as propriedades como eram antes da deformação [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004] e não envolvem a migração de contornos de alto ângulo.

Os estágios da recuperação estão ilustrados na figura 2.19.

Figura 2.19: Estágios da recuperação em um material deformado plasticamente [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].

Quando se aquece o material acima de $0,2 T_f$ (temperatura de fusão absoluta), ocorre aniquilação de intersticiais e lacuna e a migração de defeitos puntiformes para contornos de grãos e discordâncias. Temperaturas entre $0,2$ e $0,3 T_f$ promovem aniquilação de discordâncias de sinais opostos e rearranjo das mesmas em configurações de menor energia, chamados de contornos de pequeno ângulo, que separam os subgrãos. A formação de subgrãos ocorre em temperaturas acima de $0,4 T_f$. [PADILHA; SICILIANO, 2005].

As estruturas de subgrãos são usualmente observadas em metais de alta EDE, já que a ocorrência de escorregamento com desvio e escalada é controlada pela energia de falha de empilhamento.

O processo de recuperação depende de fatores como:

Material – A EDE de um material controla a taxa de escorregamento com desvio e escalada e, por consequência, a taxa de recuperação.

Átomos de soluto – Adição de átomos de soluto pode reduzir a EDE, dificultar a movimentação de discordâncias ou afetar a concentração e mobilidade das lacunas.

Temperatura de recozimento – Quanto menor a temperatura de recozimento, maior a participação da recuperação no processo de amolecimento. Curvas de aquecimento lentas nos tratamentos térmicos industriais favorecem a recuperação, o que pode ser indesejável em algumas aplicações [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].

Alguns processos utilizam-se da técnica de *flash annealing*, que consiste em aquecimento rápido em esteiras ou por passagem da chapa em túneis de aquecimento para favorecer a recristalização e conseguir refino de grão.

A extensão da recuperação depende da facilidade com que a recristalização pode ocorrer. Enquanto a recuperação ocorre, a energia armazenada na deformação é reduzida, o que diminui o potencial para a recristalização [MARTINS, 2005]. Finalmente, deve ser mencionado que durante a recuperação a textura de deformação permanece praticamente inalterada.

2.9 RECRISTALIZAÇÃO

A recristalização elimina, na maioria dos casos, a energia acumulada durante a deformação, e novos grãos são formados na estrutura deformada ou recuperada. A recristalização pode ser definida como a eliminação de defeitos por migração de contornos de alto ângulo e envolve as etapas de nucleação e crescimento [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].

A figura 2.20 mostra o início da recristalização, com grãos recristalizados crescendo numa estrutura recuperada.

Figura 2.20: Microscopia eletrônica mostrando grãos recristalizados crescendo na estrutura recuperada [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].

A figura 2.21 mostra a microestrutura da liga de alumínio AA3003 após deformação de 86% a), parcialmente recristalizada b) e parcialmente recristalizada (recuperada) com crescimento de grãos c). Na figura b) é possível notar grãos recristalizados na estrutura recuperada.

Figura 2.21: Microestrutura na direção longitudinal, sob luz polarizada, da amostra de alumínio AA3003 com deformação de 86% a), parcialmente recristalizada com tratamento a 420 °C b) e recristalizada com tratamento de 500 °C c) [MINATEL, 2008].

A nucleação da recristalização pode ser definida como o mecanismo de rearranjo de discordâncias formando uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade capaz de migrar rapidamente sobre a matriz deformada ou recuperada [PADILHA; SICILIANO, 2005].

Os locais típicos para ocorrência da nucleação são os contornos de grãos pré-existent, bandas de deformação e em zonas de grandes desorientações [HUMPHREYS; HATHERLY, 2004].

Os modelos de nucleação estão descritos abaixo.

Migração de contornos de grãos induzida por deformação – O mecanismo consiste na migração de um contorno de grão pré-existente para o interior de um grão mais deformado. A condição para que o processo ocorra é o balanço energético favorável entre a redução da energia armazenada na deformação devido à eliminação de defeitos e o aumento da superfície total do contorno de grão devido ao *embarrigamento* [PADILHA; SICILIANO, 2005].

Migração de subcontornos – O modelo é baseado no fenômeno de poligonização, quando são formadas regiões com baixa densidade de discordâncias circundadas por subcontornos. Após formação do subgrão, este cresce sobre seus vizinhos por migração de seus subcontornos devido à temperatura. O subcontorno em migração absorve discordâncias, aumentando sua diferença de orientação, sua energia e sua mobilidade até que se transforma em um contorno de alto ângulo, caracterizando a nucleação [PADILHA; SICILIANO, 2005].

Coalescimento de subgrãos – os reticulados cristalinos de subgrãos vizinhos se tornam coincidentes devido à rotação dos subgrãos e ocorre eliminação de subcontornos [MARTINS, 2005].

O coalescimento altera a diferença de orientação entre os subgrãos que coalesceram e os vizinhos, o que leva ao aparecimento de um contorno de alto ângulo capaz de migrar com alta velocidade [PADILHA; SICILIANO, 2005].

A adição de átomos de soluto tem efeito significativo na deformação, pois a mobilidade das discordâncias é reduzida. Como consequência, a energia armazenada é maior, portanto há aumento do potencial termodinâmico para a recristalização. Ao mesmo tempo, os átomos de soluto dificultam a movimentação dos contornos de baixo e alto ângulo, atrasando a recristalização [PADILHA; SICILIANO, 2005].

Na análise da recristalização da liga de alumínio AA1235, Roy et al. [ROY et al, 2005] mostraram que as partículas Al_3Fe ficaram situadas nos contornos e no interior de subgrãos e inibiram a movimentação do contorno de grão. Partículas duras e indeformáveis podem causar gradientes de deformação e favorecer a nucleação estimulada por deformação [VANDERMEER; JENSEN, 2001].

Nas ligas de alumínio, os compostos intermetálicos maiores formados durante a solidificação podem estimular a nucleação, acelerá-la e causar refino de grão, enquanto que os dispersóides atrasam a recristalização [FERNANDES, 2006].

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

Figura 2.22: Ordem de ocorrência da recristalização e precipitação: a) Diagrama de fase esquemático de uma liga com concentração C_0 homogeneizada a T_H ; b) Curva TTT envolvendo precipitação e recristalização [KÖSTER, 1974].

Baseado na figura 2.22 é possível afirmar que quando a temperatura de recozimento é maior que T_1 , temos ocorrência de recristalização, entre T_1 e T_2 ocorre precipitação após recristalização e em temperaturas menores que T_2 temos precipitação de partículas antes da recristalização. Os precipitados formados influenciam o rearranjo de discordâncias durante a recuperação e a migração dos contornos de baixo ângulo, atrasando a recristalização. Tratamentos térmicos de recozimento em fornos estacionários favorecem a condição de recozimento abaixo de T_1 , devido ao longo tempo de aquecimento.

2.10 CRESCIMENTO DE GRÃOS

A estrutura recristalizada ainda não é a mais estável. Após término da recristalização, se o tratamento térmico for continuado, a quantidade de contornos passa a fornecer o potencial termodinâmico para o crescimento de grãos [PADILHA; SICILIANO, 2005].

A figura 2.23 mostra a microestrutura de uma chapa de alumínio na liga AA1200 recristalizada e outra amostra com crescimento normal de grãos por tratamento térmico prolongado.

Figura 2.23: Micrografia na direção longitudinal sob luz polarizada de amostra de chapa de alumínio na liga AA1200 recristalizada 1 hora a 450 °C e após 12 horas a 500 °C.

Durante o aquecimento prolongado há energia suficiente para que os contornos de alto ângulo migrem no sentido do centro de curvatura do contorno através de um fluxo de átomos no sentido oposto [PADILHA; SICILIANO, 2005].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS

As ligas AA1200 e AA3003 foram escolhidas para este estudo. São materiais comercialmente utilizados principalmente na indústria de construção civil, de utensílios domésticos e automotiva. A especificação da composição química nominal das ligas é apresentada na tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química, em % em peso, conforme NBR 6834.

Liga	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Ti	Cu
1200	1,00 Si + Fe		0,05	---	---	0,05	0,05
3003	0,6 max.	0,7 max.	1,0 – 1,5	0,001	---	---	0,10 – 0,20

Para o desenvolvimento do trabalho as amostras foram retiradas de rolos de placas laminadas a quente com 7 mm de espessura e bobinas *caster* sem homogeneização.

As amostras de *caster* foram retiradas de bobinas vazadas no equipamento pertencente à Companhia Brasileira de Alumínio, fabricado pela Pechiney. Os parâmetros mais importantes deste processo estão listados abaixo:

Temperatura da água (refrigeração interna dos cilindros):

Entrada: 28 °C

Saída: 31 °C

Velocidade de vazamento: 1,0 m/min.

Temperatura de vazamento: 715 °C

Refinador de grão: Al5Ti1B

As bobinas foram vazadas com 6 mm de espessura, 2060 mm de largura, 1880 mm de diâmetro externo e 600 mm de diâmetro interno, totalizando um peso aproximado de 14 t.

As amostras foram retiradas descartando-se as duas primeiras voltas externas do rolo, na região central ao longo da largura.

O rolo *caster* não sofreu homogeneização e foram retiradas amostras com 6 mm. Posteriormente o rolo foi laminado a frio até a espessura de 0,88 mm em 5 passes. A cada passe foram retiradas amostras para determinação da curva de encruamento.

As amostras com 0,88 mm de espessura sofreram tratamento térmico em mufla com temperatura entre 150 e 500 °C, com intervalos de 50 °C.

O intervalo entre 200 e 450 °C foi melhor detalhado e os tratamentos térmicos foram feitos a cada 10 °C. Todos os tratamentos tiveram duração de 1 hora.

As amostras do processo via placas foram retiradas de rolos laminados a quente em laminador duo reversível com largura 1310 mm, pertencente à CBA. As placas têm 3400 mm de comprimento, 1310 mm de largura e 240 mm de espessura. Ambas passaram pelo processo de fresagem de 8 mm em cada face.

Os parâmetros de processo mais importantes da etapa de homogeneização e laminação a quente estão descritos na tabela 3.2.

Tabela 3.2: Parâmetros de processo no forno de homogeneização e laminação a quente.

	Início Laminação a quente (°C)	Final de laminação a quente (°C)	Temperatura no forno (°C)	Número de passes
AA1200	531	343	570	9
AA3003	542	306	570	11

Os rolos laminados a quente seguiram para o processo de laminação a frio nas mesmas condições que os rolos de *caster* e as amostras foram retiradas nas mesmas condições.

3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os tratamentos térmicos foram realizados em estufa Brasimet, modelo K250RJ, com temperaturas entre 150 e 500 °C, em intervalos de 50 °C, com tempo fixo de 1 hora por amostra. As amostras foram introduzidas após estabilização da temperatura.

O intervalo entre 200 e 450 °C foi melhor detalhado e as amostras tratadas a cada 10 °C.

3.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As superfícies das amostras foram preparadas com lixa de carboneto de silício até grana 400 e analisadas em um espectrômetro de emissão óptica da marca ARL, modelo 3460.

3.4 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)

Os corpos de prova foram cortados com as dimensões de face 0,88 X 4 mm e profundidade de 2 mm, ou na espessura total da amostra. Depois de embutidos, foram lixados com lixas de carboneto de silício de 220, 400, 600 e 800 com posterior limpeza em ultra-som.

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

Para as imagens com luz polarizada as amostras foram atacadas com solução Barker (4,5 ml de ácido fluobórico, HBF_4 , em 200 ml de água destilada) por 3 min e 20 V.

As imagens foram obtidas na direção longitudinal e transversal ao sentido de laminação, conforme direções indicadas na figura 3.1.

Figura 3.1: Definição das direções utilizadas para a análise metalográfica.

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

Para a contagem de precipitados foi utilizado o software Image Pro Plus, que difere os precipitados da matriz pelo contraste de cores. Os valores foram obtidos em fração de precipitados por área em imagens com aumento de 500 vezes.

3.5 CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

Foi medida a condutividade elétrica com auxílio de um condutivímetro de contato modelo Tecnatron DC-9, utilizando-se como padrão uma chapa de alumínio de 58,2 % IACS. Este teste consiste basicamente na leitura direta da condutividade. Primeiramente, é feita a calibração do condutivímetro com uma chapa padrão de alumínio (58,2 % IACS).

3.6 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados para obtenção dos limites de escoamento, limites de resistência à tração e alongamento.

Os ensaios foram realizados em uma máquina da marca EMIC, modelo DL 2000 com capacidade de 20 KN com utilização de extensômetro. A norma utilizada foi a ASTM B557.

Foram realizadas 3 medidas em cada amostra e apresentada a média.

3.7 DUREZA

Todas as amostras foram submetidas ao ensaio de dureza Brinnell em um aparelho da marca VEB Wekstoffpruefmaschinen, modelo HPO 250.

Foram realizadas 3 medidas em cada amostra e apresentada a média.

3.8 ENSAIO DE EMBUTIMENTO ERICHSEN

O ensaio foi realizado no equipamento da marca Erichsen instalado na fábrica da CBA, com capacidade de 60 KN.

Neste teste o material sofre deformação através de um punção esférico, no qual o material é submetido a um sistema biaxial de tensões de tração, em geral simétrico, simulando uma operação de conformação por estiramento [SOUZA; 1982].

As amostras foram ensaiadas e os resultados apresentados referem-se à altura da calota no início da formação da trinca.

A figura 3.2 ilustra o local onde a chapa é deformada no ensaio.

Figura 3.2: Ilustração esquemática do ensaio erichsen, com punção esférico e matriz de secção circular.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados são apresentados neste capítulo iniciando com a caracterização microestrutural e análise química das amostras de *caster* bruto de fundição e placas após laminação a quente.

Na etapa seguinte, serão apresentados os resultados dos ensaios mecânicos após cada passe na curva de encruamento. Já na espessura final serão apresentados os resultados de dureza, condutividade elétrica e propriedades mecânicas nas temperaturas escolhidas para os tratamentos térmicos. Serão comparados os resultados entre ligas e entre os processos de placa e *caster*. As microestruturas serão apresentadas após tratamentos em diversas temperaturas com o objetivo de ilustrar a evolução microestrutural durante os tratamentos térmicos.

4.1 ESTADO BRUTO DE FUNDIÇÃO

4.1.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A tabela 4.1 apresenta os resultados das análises de composição química das ligas utilizadas neste estudo.

Tabela 4.1: Resultados da análise química (% em peso) das amostras de placa e *caster* para as ligas AA1200 e AA3003.

LIGA AA	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Al. mín.
Placa – AA3003	0,154	0,595	0,159	1,119	---	---	0,009	97,94
Caster – AA3003	0,043	0,568	0,133	1,094	---	---	0,008	98,17
Placa – AA1200	0,076	0,401	0,009	0,026	---	---	0,008	99,46
Caster – AA1200	0,178	0,575	0,021	0,024	---	---	0,02	99,16

A liga AA1200 praticamente possui apenas Fe e Si em sua composição, enquanto a liga AA3003 possui Si, Fe, Cu e Mn.

4.1.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As figuras 4.1 e 4.2 mostram as micrografias das amostras no estado bruto de fundição (*caster*) e laminado a quente (placa).

Figura 4.1: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra: a) 3003-Placa – superfície; b) 3003-Placa – centro; c) 3003-Caster - superfície e d) 3003-Caster – centro.

Figura 4.2: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra: a) 1200-Placa – superfície; b) 1200-Placa – centro; c) 1200-Caster - superfície e d) 1200-Caster – centro.

Nota-se diferenças microestruturais entre superfície e centro em ambos os processos de vazamento. As figuras a) e b) de ambas as ligas mostram estrutura típica de material homogeneizado, com precipitados grosseiros.

No material de *caster* nota-se a presença de precipitados finos e bem distribuídos na superfície c), enquanto a região central d) apresenta precipitados maiores com estrutura conhecida como “escrita chinesa”.

A distribuição dos precipitados encontrada no material de *caster* ocorre devido à alta taxa de solidificação da chapa em contato com os cilindros. A superfície sofre resfriamento rápido, com grande quantidade de elementos em solução sólida e presença de intermetálicos finos, enquanto o centro tem maior tempo de precipitação.

O resultado após laminação a frio e recozimento é compatível com o tamanho e distribuição dos precipitados e será apresentado posteriormente no sub-capítulo 4.3.

As micrografias sob luz polarizada da figura 4.3 mostram a microestrutura ao longo de toda a espessura da chapa.

a) b) c) d)
Figura 4.3: Micrografia sob luz polarizada em toda a espessura da chapa na direção longitudinal: a) 3003-caster; b) 1200-caster; c) 3003-placa; d) 1200-placa.

As chapas provenientes do processo de vazamento *caster* (figura 4.3 a) e b)) apresentam estrutura de grãos alongados na região superficial, evidenciando a deformação ocorrida em contato com os cilindros.

4.2 ESTADO ENCRUADO

As curvas de endurecimento das ligas a cada passe de laminação a frio são mostradas nas figuras 4.4, 4.5, 4.6 e 4.7.

Figura 4.4: Aumento da dureza em função da redução de espessura durante a laminação a frio para a liga AA1200 – Placa.

Figura 4.5: Aumento da dureza em função da redução de espessura durante a laminação a frio para a liga AA1200 – Caster.

Figura 4.6: Aumento da dureza em função da redução de espessura durante a laminação a frio para a liga AA3003 – Placa.

Figura 4.7: Aumento da dureza em função da redução de espessura durante a laminação a frio para a liga AA3003 – Caster.

Os resultados para ambas as ligas mostram que o material de *caster* possui dureza inicial maior que o material de placas, o que pode ser justificado por três mecanismos, que serão discutidos em seguida.

O material de *caster* tem encruamento inicial causado pela deformação a quente durante o vazamento. Como a temperatura está normalmente abaixo dos 300 °C, não há ativação térmica e potencial termodinâmico suficientes para a

recristalização. As figuras 4.3 a) e b) mostram que os grãos na superfície estão alongados pela deformação.

O refino de grão é outro mecanismo de endurecimento, o que também é visto nas mesmas imagens quando se compara o material proveniente do processo *caster* e o material do processo via placas laminadas a quente.

O terceiro mecanismo é o endurecimento por átomos de soluto em solução sólida, que distorcem a rede cristalina da matriz, dificultando a movimentação das discordâncias [MARTINS, 2005].

A figura 4.8 mostra o comparativo das curvas de dureza entre as ligas e os diferentes processos e a figura 4.9 mostra as curvas de aumento do limite de resistência à tração e de redução do alongamento a cada passe. Estes resultados mostram o endurecimento por deformação, que consiste no travamento por interação de discordâncias. O alongamento é inversamente proporcional ao limite de resistência à tração, já que o aumento de discordâncias e as barreiras formadas reduzem a capacidade de deformação plástica.

Figura 4.8: Curva de encruamento comparativa entre as ligas AA1200 e AA3003, via *caster* e via placas.

A liga AA3003 produzida pelo processo *caster* apresentou dureza mais elevada que a produzida por fundição de placas, mesmo apresentando menores teores de soluto, especialmente de manganês, devido ao endurecimento por átomos

de soluto em solução sólida, refino de grãos e encruamento por deformação a quente.

Figura 4.9: Variação do limite de resistência à tração e do alongamento em função do encruamento a cada passe de laminação a frio.

A presença de compostos intermetálicos contendo Mn confere endurecimento por dispersão de partículas incoerentes [MARTINS, 2005], o que justifica a dureza mais elevada da liga AA3003 em relação à liga AA1200.

As figuras 4.10 e 4.11 mostram as microestruturas no estado encruado da liga AA3003 – Placa. As figuras mostram grãos alongados na direção de laminação e precipitados homoganeamente distribuídos.

Figura 4.10: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Placa na direção longitudinal, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 89%.

Figura 4.11: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA3003 com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 89% - Placa: a) Superfície e b) Centro.

As figuras 4.12 e 4.13 mostram as microestruturas no estado encruado da liga AA3003 – *Caster*. As figuras mostram grãos alongados na direção de laminação, partículas individualizadas na superfície e incidência de colônias lamelares na região central.

Figura 4.12: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – *Caster* na direção longitudinal, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 86%.

Figura 4.13: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA3003 com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 86% - Caster. a) Superfície e b) Centro.

As figuras 4.14 e 4.15 mostram as microestruturas no estado encruado da liga AA1200 – Placa. As figuras mostram grãos alongados na direção de laminação, com precipitados grosseiros.

Figura 4.14: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Placa na direção longitudinal, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 88%.

Figura 4.15: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA1200, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 88% - Placa: a) Superfície e b) Centro.

As figuras 4.16 e 4.17 mostram as microestruturas no estado encruado da liga AA1200 – *Caster*. As figuras mostram grãos alongados na direção de laminação, partículas individualizadas na superfície e incidência de colônias lamelares na região central.

Figura 4.16: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – *Caster* na direção longitudinal, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 86%.

Figura 4.17: Micrografia mostrando distribuição de precipitados na direção longitudinal da amostra AA1200, com espessura de 0,88 mm e deformação a frio de 86% - Caster: a) Superfície e b) Centro.

4.3 ESTADO RECOZIDO

A figura 4.18 mostra a evolução da condutividade elétrica em função da temperatura de tratamento térmico. Na liga 3003 é possível verificar maior diferença entre os resultados de placa e *caster* devido à supersaturação do manganês em solução sólida causada pelo resfriamento rápido no processo de vazamento *caster*.

A equação $1/\sigma = 0,0267 + 0,032\text{Fe}_{ss} (\%) + 0,033\text{Mn}_{ss} (\%) + 0,0068\text{Si}_{ss} (\%) + 0,0032\text{Cu}_{ss} (\%)$ mostra a relação entre a condutividade elétrica e a concentração de elementos em solução sólida [LI; ARNBERG, 2003]. Pela equação é possível verificar que o cobre e o silício têm pequena influência na condutividade, enquanto o ferro e o manganês têm a maior participação na redução da condutividade.

Tal comprovação pode ser feita pela constatação de diferenças entre as curvas de condutividade, sendo que a AA3003 – *Caster* apresentou o menor valor inicial de condutividade. Com o aumento da temperatura, o manganês retido em solução sólida supersaturada precipita na forma de dispersóides, reduzindo as “forças de atrito” que causam espalhamento dos elétrons.

O efeito do Fe, apesar de ser uma parcela representativa na equação proposta por LI; ARNBERG, é pequeno na redução da condutividade, já que está

praticamente todo na forma de precipitados. A baixa solubilidade no estado sólido faz com que o Fe precipite na forma de intermetálicos, o que pode ser comprovado pela pequena variação na condutividade da liga AA1200 em função da temperatura.

Figura 4.18: Evolução da condutividade elétrica em função da temperatura de tratamento térmico para as ligas AA1200 e AA3003, produzidas via placa e via *caster*.

A figura 4.19 mostra a evolução das propriedades mecânicas em função do tratamento térmico realizado. Para a liga AA3003 a temperatura de recristalização é mais alta, quando comparada à AA1200, devido à presença de manganês retido em solução sólida. O manganês precipita na forma de dispersóides, preferencialmente em subcontornos, ou nas discordâncias, levando ao retardamento na recristalização [TANGEN et al, 2002].

Quando se comparam os dois processos de vazamento, fica explícito que o processo via *caster* tem temperatura de recristalização maior que a do material de placas. A ausência da homogeneização no processo via *caster* não possibilita a precipitação dos elementos em solução sólida, o que gera atraso da recristalização e redução do número de locais preferenciais para a nucleação. Como poucos grãos nucleiam, as amostras apresentam granulação grosseira e heterogeneidade de tamanho de grãos.

As figuras 4.20, 4.21 e 4.22 mostram a evolução microestrutural da liga AA1200-Placa após tratamentos térmicos.

Figura 4.19: Variação da Dureza em função da temperatura de tratamento térmico para a liga AA1200 e AA3003 obtidas pelo processo *caster* e placa.

Figura 4.20: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 88% de redução. Amostra tratada a 290 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

Figura 4.21: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 88% de redução. Amostra tratada a 300 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

Figura 4.22: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 88% de redução. Amostra tratada a 340 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

As micrografias revelam estrutura recuperada a 290 °C, parcialmente recristalizada a 300 °C e recristalizada a 340 °C. A amostra a 340 °C apresenta tamanho de grão ASTM 8,0, com tamanho médio de 22,4 μm.

As figuras 4.23, 4.24 e 4.25 mostram a evolução microestrutural da liga AA1200-Caster após tratamentos térmicos. Na figura 4.23 é possível verificar o início da recristalização que se prolonga na figura 4.24.

Na figura 4.25 a microestrutura é de grãos recristalizados com grãos grosseiros na superfície e tamanho médio 25 μm.

Figura 4.23: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 310 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

Figura 4.24: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 320 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

Figura 4.25: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA1200 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 500 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

As figuras 4.26, 4.27 e 4.28 mostram a evolução microestrutural da liga AA3003-placa após tratamentos térmicos.

A amostra AA3003 - Placa que sofreu tratamento térmico a 290 °C - apresentou microestrutura com grãos alongados e início da recristalização, que evolui na amostra tratada a 300 e 500 °C. A amostra tratada a 500 °C apresenta tamanho de grão ASTM 8,0, com tamanho médio de 20,7 μm .

Figura 4.26: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 89% de redução. Amostra tratada a 290 °C por 1 hora a) longitudinal e b) transversal.

Figura 4.27: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 89% de redução. Amostra tratada a 300 °C por 1 hora a) longitudinal e b) transversal.

Figura 4.28: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Placa, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 89% de redução. Amostra tratada a 500 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

As figuras 4.29, 4.30 e 4.31 mostram a evolução microestrutural da liga AA3003-Caster após tratamentos térmicos.

Figura 4.29: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – Caster, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 410 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

Figura 4.30: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – *Caster*, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 430 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

Figura 4.31: Microestrutura sob luz polarizada da amostra AA3003 – *Caster*, laminada a frio até a espessura final de 0,88 mm, com 86% de redução. Amostra tratada a 500 °C por 1 hora: a) longitudinal e b) transversal.

A amostra AA3003 - *caster* que sofreu tratamento térmico a 410 °C - apresentou microestrutura com grãos alongados. A microestrutura a 430 °C apresenta o início da recristalização e a 500 °C apresenta estrutura com grãos grosseiros parcialmente recristalizados.

A análise dos precipitados realizada através da contagem na periferia e centro mostra a diferença entre as taxas de solidificação dos dois processos comparados. As figuras 4.32 e 4.33 mostram a distribuição dos precipitados na liga AA1200 e AA3003, respectivamente, comparando a amostra encruada (H19), parcialmente recristalizada e a 500 °C na superfície e centro.

O material de placas apresenta razão entre periferia e centro próxima a 1, o que mostra certa homogeneidade na distribuição de intermetálicos. A

homogeneização seguida de laminação a quente e a baixa taxa de resfriamento propiciam tal distribuição. No material de *caster*, a razão tende a ser sempre menor que 1, já que a superfície tem precipitados finos e o centro possui uma linha de segregação.

Na liga AA3003 (figura 4.33), a razão entre superfície e centro para as amostras de *caster* é influenciada pela temperatura. A elevação da temperatura de tratamento térmico tende a precipitar o Mn retido em solução sólida, aumentando a fração de precipitados. A liga AA1200 apresentou certa estabilidade da razão de precipitados em função da temperatura, já que o Fe está praticamente todo na forma de precipitados. Mesmo após tratamento térmico com precipitação do Mn, a liga AA3003 - *caster* tende a apresentar menor resultado na contagem de precipitados, já que o Mn precipita na forma de dispersóides e o equipamento utilizado para análise de imagens detecta somente precipitados maiores que $0,5\ \mu\text{m}$, em função do aumento utilizado (500X) e da resolução da microscopia óptica. Para que o material fique em condição similar ao de placas, é necessário introduzir o tratamento térmico de homogeneização, que possibilita a precipitação e crescimento das partículas em função do tempo e temperatura.

Figura 4.32: Distribuição dos precipitados em função da posição da amostra, do tipo de processo e da temperatura de tratamento térmico para a liga AA1200.

Figura 4.33: Distribuição dos precipitados em função da posição da amostra, do tipo de processo e da temperatura de tratamento térmico para a liga AA3003.

Os resultados dos ensaios de tração para as amostras estão ilustrados nas figuras 4.34, 4.35, 4.36 e 4.37, e o resumo das temperaturas ideais para atingir as têmperas definidas pela NBR 7823 está na tabela 4.2. Os resultados são condizentes com o obtido no ensaio de dureza, ilustrado na figura 4.19.

Figura 4.34: Resultados dos ensaios de tração (LRT, LE e Al) em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras da liga AA1200 – Placa, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.

Figura 4.35: Resultados dos ensaios de tração (LRT, LE e Al) em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras da liga AA1200 – Caster, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.

Figura 4.36: Resultados dos ensaios de tração (LRT, LE e Al) em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras da liga AA3003 – Placa, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.

Figura 4.37: Resultados dos ensaios de tração (LRT, LE e Al) em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras da liga AA3003 – *Caster*, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.

Tabela 4.2: Faixas de temperaturas para atendimento das têmperas especificadas na norma NBR 7823.

Faixa de temperatura ideal				
Têmperas	AA 1200		AA3003	
	Placa	Caster	Placa	Caster
O	≥ 300 °C	≥ 340 °C	≥ 310 °C	Não atingida
H12 / H22	290 °C	320 °C	300 °C	450 °C
H14 / H24	260 a 290 °C	300 a 310 °C	260 a 290 °C	410 a 450 °C
H16 / H26	200 a 270 °C	270 a 310 °C	230 a 290 °C	350 a 420 °C
H18 / H28	≤ 250 °C	≤ 280 °C	≤ 260 °C	≤ 380 °C
H19	≤ 250 °C	≤ 280 °C	≤ 230 °C	≤ 360 °C

A figura 4.38 apresenta os resultados do ensaio Erichsen nas amostras na espessura final de 0,88 mm das ligas AA1200 e AA3003 de placa e *caster*.

Figura 4.38: Resultados dos ensaios de Erichsen em função da temperatura de tratamento térmico para as amostras das ligas AA1200 e AA3003 – Placa e *Caster*, com espessura 0,88 mm, tratadas termicamente por 1 hora.

Os resultados do ensaio Erichsen mostram que o material de Placa possui melhor desempenho na conformação, já que os valores da calota foram maiores para estas amostras.

Para a liga AA1200 os valores da calota foram muito próximos até 270 °C e a partir desta temperatura as amostras de placas apresentaram valores maiores. O aumento da calota que ocorre entre 270 e 300 °C é devido a recristalização, que se inicia em temperatura maior no caso de *caster* (entre 310 e 340 °C).

Para a liga AA3003 - *caster* os valores da calota são, em média, 20% menores que os encontrados para as amostras de placas até a temperatura de tratamento térmico de 400 °C. Tal fato se deve aos mecanismos de endurecimento já citados e da precipitação de partículas finas e incoerentes contendo Mn, que ocorrem no material de *caster* durante os tratamentos térmicos a que as amostras foram submetidas.

O aumento da calota devido a recristalização para a liga AA3003 - Placa ocorre entre 280 e 310 °C e no material de *caster* entre 400 e 430 °C.

As amostras de *caster* recristalizadas apresentaram resultados de altura da calota menores em ambas as ligas, devido a granulação grosseira. Na liga AA1200, a calota apresentou aspecto rugoso nas amostras tratadas termicamente entre 320 e

500 °C e na liga AA3003 o defeito “casca de laranja” foi notado nas amostras tratadas em temperaturas entre 440 e 500 °C.

A figura 4.39 ilustra a calota Erichsen da amostra AA3003 tratada termicamente a 500 °C que apresentou granulação grosseira.

Figura 4.39: Calota Erichsen na região atacada 30s com solução de macrografia, na amostra AA3003 – *Caster*, com espessura de 0,88 mm e redução de 86%, tratada termicamente a 500 °C por 1 hora.

O efeito da granulação grosseira na amostra é percebido principalmente na liga AA3003 – *caster*, onde ocorreu redução de 7% na altura da calota com o aumento da temperatura de tratamento térmico de 430 para 500 °C.

5 CONCLUSÕES

Foram observadas diferenças microestruturais significativas entre a superfície e o centro das chapas em ambos os processos de vazamento. Notou-se a presença de precipitados finos e bem distribuídos na superfície, enquanto a região central apresentou precipitados maiores com estrutura conhecida como “escrita chinesa”. As diferenças microestruturais ao longo da espessura ocorreram devido à alta taxa de solidificação da chapa em contato com os cilindros, ocasionando grande quantidade de elementos em solução sólida e presença de intermetálicos finos, enquanto o centro tem maior tempo de precipitação.

A liga AA3003 apresenta maior resistência mecânica que a liga AA1200, pois apresenta maior quantidade de elementos de liga. As análises das curvas de encruamento mostram que o material de *caster* possui maior dureza inicial que o material laminado a quente devido aos fenômenos de encruamento inicial causado pela deformação a quente durante o vazamento, pelo refino de grãos e pelo endurecimento por átomos de soluto em solução sólida. A liga AA3003 mostra maior diferença inicial de dureza e maior endurecimento a cada passe, pois apresenta maior quantidade de precipitados e maior teor de soluto em solução sólida.

A liga AA3003 apresenta maior quantidade de soluto em solução sólida que a liga AA1200. A curva de condutividade elétrica em função da temperatura de tratamento térmico revelou que o Mn é o elemento com maior influência quando as ligas do presente trabalho são comparadas. A liga AA1200 sofre pequena variação da condutividade elétrica, com aumento de 2% nas amostras de *caster*, enquanto a liga AA3003 sofre variação de 58% nas amostras de *caster*.

A liga AA3003 apresenta maior resistência à recristalização que a liga AA1200. As curvas de recristalização mostram também que o material produzido pelo processo *caster* necessita de temperaturas mais elevadas para que as têmperas sejam atingidas. As diferenças na curva de recristalização ocorrem devido aos elementos parcialmente retidos em solução sólida no resfriamento rápido do *caster*, o que causa precipitação na forma de dispersóides durante o posterior tratamento térmico, atrasando o amolecimento via recuperação e recristalização.

As temperaturas para atendimento das têmperas especificadas em norma foram determinadas e mostram intervalos muito restritos para a prática em fornos industriais, principalmente para as têmperas H12/H22 e H14/H24.

O ensaio de Erichsen permitiu avaliar o desempenho na conformação das amostras AA1200 e AA3003. O processo *caster* apresentou pior desempenho que o obtido nas amostras de placas. O recozimento em temperaturas mais elevadas ocasionou granulação grosseira das amostras recristalizadas, principalmente na liga AA3003, e conseqüente queda da estampabilidade.

LISTA DE REFERÊNCIAS

ALEXANDER, D.T.L.; GREER, A. L. Solid state intermetallic transformations in 3XXX aluminium alloys. Acta materialia, vol. 50, pp 2571-2583, 2002.

BACKERUD, L.; KRÓL, E.; TAMMINEN, J. Solidification characteristics of aluminium alloys. Department of structural chemistry, University of Stockholm. Sweden, 1986. 156p.

CALLISTER, W.D.J. Ciência e engenharia de materiais. 5ª ed. Rio de Janeiro, LTC, 2002. pp 420.

CBA – Companhia Brasileira de Alumínio, 2008. Disponível em: <http://www.aluminiocba.com.br/pt/processos.php>. Acesso em 05/09/2008.

COBDEN, R. Aluminium: physical properties, characteristics and alloys. TALAT, 1994. Disponível em: <<http://www.eaa.net/education/TALAT/lectures/1501.pdf>>. Acesso em: 11 Set 2008.

CURSO DE LAMINAÇÃO, Companhia Brasileira de Alumínio, 73p, 1999.

EAA - European Aluminium Association, 2008. Disponível em: <http://www.eaa.net/en/about-aluminium/aluminium-history/>. Acesso em 10/09/2008.

FALLEIROS, I. G. S., Transformações estruturais durante homogeneização de alumínio comercialmente puro. 1970. pp. 18-20. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo, 1970.

FERNANDES, R. C. Efeito dos teores de manganês e de ferro na evolução microestrutural de duas ligas do sistema Al-Fe-Mn-Si obtidas por lingotamento contínuo. 2006. 181p. São Paulo, 2006. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

FERNANDES, R.C.; MARTINS, J.P.; PADILHA, A F.; GALEGO, E. Caracterização da microestrutura e da textura de uma chapa de alumínio da série 3XXX produzida pelo processo *Roll Caster*. In: Seminário Internacional de Tecnologia da Indústria do Alumínio, 8., São Paulo, 2002. São Paulo: ABAL, 2002. p. 642-651

FGV PROJETOS. Competitividade do alumínio no Brasil. Fundação Getúlio Vargas. São Paulo, 2007. 46p.

GODINHO, W. Obtenção de produtos laminados de alumínio através do vazamento contínuo de bobinas. I Seminário Alumínio para Utensílios Domésticos. ABAL. São Paulo junho, 2004.

HATCH, J. E. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. Metals Park Ohio, ASM, 1984. 424p.

HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. 2^a ed. Oxford, Pergamon, 556p, 2004

KÖSTER, U. Recrystallization involving a second phase. *Metal Science*, vol. 8(5), pp. 151-160, 1974.

LI, Y.J.; ARNBERG, L. Quantitative Study on the precipitation behavior of dispersoids in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization. *Acta materialia*, vol. 51, pp. 3415-3428, 2003.

LI, Y.J.; ARNBERG, L. Evolution of eutectic intermetallic particles in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization. *Materials Science & Engineering*, vol. A347, pp. 130-135, 2003.

MARTINS, J.P. Evolução da microtextura 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, 2005. 157p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

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, vol. 59, pp 427-43, 2006.

MINATEL, R. Desenvolvimento do tratamento térmico de recozimento parcial para a liga 3003 obtida pelo processo de vazamento contínuo. Anais do 63º Congresso Anual da ABM, 2008.

MONDOLFO, L. F. Manganese in aluminium alloys. Institut international du manganese. The Centre, 1978. 118p.

NBR 6835:2000. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS – CLASSIFICAÇÃO DAS TÊMPERAS. 2000.

PADILHA, A. F. Encruamento, recuperação, recristalização e textura do alumínio e suas ligas. In: SEMINÁRIO DE METAIS NÃO FERROSOS, 10, 2002. São Paulo, ABM, 2002.

PADILHA, A. F. Materiais de engenharia – Microestrutura e Propriedades. 2ª ed. São Paulo, Hemus editora LTDA, 2007. 349p.

PADILHA, A.F.; SICILIANO Jr. F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3ª ed. São Paulo, ABM, 2005. 232p.

ROY, R.K.; KAR, S.; DAS, K.; DAS, S. Microstructures and tensile properties of commercial purity aluminium alloy AA1235 under different annealing conditions. Materials letters, vol. 59, pp 2418-2422, 2005.

SOUZA, S.A.; Ensaios mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos. São Paulo. Ed. Edgard Blücher. 5 ed.; 286p. 1982.

SWAN, P. R. Dislocations arrangements in face centered cubic metals. In: Electron Microscopy and Strength of Crystals, New York, Interscience, pp. 131-181, 1963.

TANGEN, S.; SJOLSTAD, K.; NES, E.; FURU, T.; MARTHINSEN, K. The effect of precipitation on the recrystallization behavior of a supersaturated, cold rolled AA 3103 aluminum alloy. *Materials science forum*, vol 396-402, pp 469-474, 2002.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. *Handbook of aluminum – Alloy production and materials manufacturing*. Routledge, 2003. pp 194-220.

VANDERMEER, R.A.; JUUL JENSEN, D. Microstructural path and temperature dependence of recrystallization in commercial aluminum. *Acta materialia*, vol. 49, pp 2083-2094, 2001.

ZHANG, J.; PAN, F.; ZUO, R.; BAI, C. The low temperature precipitation in commercial-purity aluminium sheets for foils. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 206, pp 382-387, 2008.

ZHANG, Y.; WANG, H.; MA N.; LI, X. Effect of Fe on grain refining of pure aluminum refined by Al_5TiB master alloy. *Materials letters*, vol. 59, pp 3398-3401, 2005.