

**GABRIEL CARVALHO ALMADA**

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO AGENTE NUCLEANTE (AlTi5%B1%) NA  
MICROESTRUTURA DE CHAPAS AA8011 OBTIDAS POR LINGOTAMENTO  
CONTÍNUO**

Guaratinguetá  
2014

GABRIEL CARVALHO ALMADA

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO AGENTE NUCLEANTE (AlTi5%B1%) NA  
MICROESTRUTURA DE CHAPAS AA8011 OBTIDAS POR LINGOTAMENTO  
CONTÍNUO.

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Luís Rogério de Oliveira Hein

Guaratinguetá  
2014

A444e Almada, Gabriel Carvalho  
Estudo da influência do agente nucleante )ALTi5%B1%) na microestrutura de chapas AA8011 obtidas por lingotamento contínuo / Gabriel Carvalho Almada. – Guaratinguetá , 2014  
58 f. : il.  
Bibliografia : f. 56-58

Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais –  
Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de  
Guaratinguetá, 2014  
Orientador: Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein  
Coorientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini

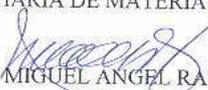
1. Fundição contínua 2. Ligas de alumínio I .Título.

CDU 621.74

**GABRIEL CARVALHO ALMADA**

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO  
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE  
"GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS"

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE  
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

  
Prof. Dr. MIGUEL ANGEL RAMIREZ GIL  
Coordenador

**BANCA EXAMINADORA:**

  
Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN  
Orientador/UNESP-FEG

  
Prof. Dr. PETERSON LUIZ FERRANDINI  
UNESP-FEG

  
Prof. SERGIO FRANCISCO DOS SANTOS  
UNESP-FEG

**Fevereiro de 2015**

## **DADOS CURRICULARES**

### **GABRIEL CARVALHO ALMADA**

NASCIMENTO	19.05.1988 – SÃO PAULO / SP
FILIAÇÃO	Abranches dos Santos Lopo Almada Filho Roseli Aparecida de Carvalho Almada
2009/2014	Curso de Graduação UNESP – Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”.

Dedico este trabalho aos meus familiares e amigos.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus e aos meus pais *Abranches e Roseli*, que me deram a oportunidade de realizar meus estudos e sempre me apoiaram nessa jornada.

Ao meu irmão *Rafael* por toda a ajuda e companheirismo, sempre ao meu lado nas horas difíceis.

Ao meu avô *José* pelos primeiros ensinamentos de engenharia.

À Companhia Brasileira de Alumínio (CBA – Votorantim) pelo incentivo e oportunidade para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao meu orientador *Prof. Dr. Luís Rogério de Oliveira Hein*, pelos conselhos dados, dedicação e paciência não só no desenvolvimento desse trabalho, mas também durante toda graduação.

À república *Cevada & Kana*, dona *Hercília* e amigos que proporcionaram momentos, ensinamentos e inúmeras experiências que ajudaram no meu desenvolvimento.

Ao meu gestor *Eng.º Paulo Sérgio Papini* (CBA – Companhia Brasileira de Alumínio) pelo apoio e paciência em compartilhar parte do seu grande conhecimento comigo.

Ao *Eng.º Elvis de Camargo Rodrigues* (CBA – Companhia Brasileira de Alumínio) pelo apoio e disposição em me ajudar no desenvolvimento desse trabalho.

Aos amigos da CBA, especialmente o *Tec. Vagner Antônio Soares* e o *Tec. Saul Amandio Pereira* pela amizade e pelos inúmeros ensinamentos passados dia a dia.

" Insanidade é continuar fazendo sempre a mesma coisa e esperar resultados diferentes ".

Albert Einstein

ALMADA, G. C. **Estudo da influência do agente nucleante (AlTi5%B1%) na microestrutura de chapas AA8011 obtidas por lingotamento contínuo**. 2014. 60f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

### **Resumo**

O alumínio abrange inúmeras propriedades com excelente relação entre peso e resistência mecânica. Com o avanço tecnológico, cada vez mais se procura o desenvolvimento de novas ligas e outros processos de produção a fim de reduzir o custo de produção e inserir essas novas ligas em aplicações mais abrangentes. O processo de lingotamento contínuo (TRC) tem como principal vantagem a capacidade de converter o metal fundido diretamente em bobinas, conseguindo unir o processo de fundição do alumínio com a primeira etapa da laminação, tornando-o mais econômico através da fusão dessas duas fases além de transformar o processo de fundição contínuo. A série AA8xxx é uma das mais versáteis ligas de alumínio e a mais utilizadas nesse processo de lingotamento contínuo proporcionando um enorme potencial de aplicação no mercado. Para otimizar ainda mais o processo é necessário aprimorar o conhecimento dos fenômenos de solidificação do alumínio relacionados com a adição de refinador de grão e o controle de alguns parâmetros de produção do alumínio no processo (velocidade de produção, temperatura do metal, entre outros). Para este trabalho, foram retiradas amostras da liga AA8011 no estado bruto obtidas pelo processo de lingotamento contínuo. As amostras foram laminadas para uma espessura de 7mm durante o próprio processo e foram analisadas em três pontos ao longo de sua largura através de análises microestruturais ao longo de toda sua espessura, com variação da taxa de adição do refinador de grão a fim de avaliar a influência dessa adição com formação cristalográfica e a formação de alguns precipitados intermetálicos durante a solidificação. Através desse trabalho, foi possível aprimorar o conhecimento relacionado a adição de refinador com o acompanhamento desses processos de produção.

**PALAVRAS-CHAVES:** Processo de lingotamento contínuo (TRC), AA8011 e refinador de grão.

ALMADA, G. C. **Estudo da influência do agente nucleante (AlTi5%B1%) na microestrutura de chapas AA8011 obtidas por lingotamento contínuo.** 2014. 60f. Graduate Work (Graduate in Materials Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

### **Abstract**

The aluminum includes several properties with excellent relation between weight and mechanical resistance. With technological advances, increasingly demand the development of new alloys and other production processes in order to reduce the cost of production and insert these new alloys in broader applications. The process of continuous caster (TRC promoted the unite of the aluminum smelting process with the first stage of rolling, making it most economical through the merger these two phases besides transform the continuous casting process. The AA8xxx series is one of the most versatile aluminum alloys and the most often used in continuous caster process provided a great potential application in the market. In order to further, optimize the process it is necessary to increase awareness of the aluminum solidification phenomena associated with the addition of grain refiner, and control of some aluminum production parameters in the process (production rate, metal temperature, etc.). In this study, AA8011 alloy samples were taken in the raw state obtained by the continuous casting process. The samples were laminated to a thickness of 7mm during the process itself and analyzed at three points along its width by microstructural analysis throughout its thickness, the variation rate of addition of the grain refiner in order to assess the influence of this addition with crystallographic formation and some formation of intermetallic precipitates during the solidification. Through this work, it was possible to improve the knowledge related to the addition of refiner with the monitoring of these production processes.

**KEYWORDS:** Twin Roll Casting (TRC), AA8011 e grain refiner.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Distribuição dos elementos na crosta terrestre (ABAL, 2014).....	15
Figura 2 - Complexo de extração da bauxita do Grupo Votorantim em Itamarati de Minas – MG (CBA,2014).....	18
Figura 3 - Alumina calcinada ((RAIA, 2012).....	19
Figura 4 - Ilustração do processo Hall-Hérault (ABAL, 2014).....	20
Figura 5 - Diagrama de fase Al-Cu. ....	23
Figura 6 - Diagrama de fase Al-Mn.....	24
Figura 7 - Diagrama de fase Al-Si (FERRARINI, 2005. Modificado pelo autor). ....	25
Figura 8 - Diagrama Al-Mg (RODRIGUES,2007) .....	26
Figura 9 - Diagrama de fase Al-Zn (Osório, 2000). ....	27
Figura 10 - Diagrama de fase Al-Fe-Si (MAITRA; GUPTA, 2002). ....	28
Figura 11 - Diagrama de fase Al-Fe-Si (MAITRA; GUPTA, 2002). ....	29
Figura 12 - Relação da dependência da temperatura com as energias livres da fase sólida e líquida (OLIVEIRA, 2009).....	30
Figura 13 - Energia de equilíbrio durante a nucleação homogênea (OLIVEIRA, 2009). .....	31
Figura 14 - Esquema de formação de um núcleo em uma superfície plana (PAES, 2004. Modificado pelo autor). ....	32
Figura 15 - Formação da estrutura dendrítica (OSÓRIO, GARCIA, PEIXOTO, 2009).34	
Figura 16 - Esquema de vazamento Twin Roll Casting. (GODINHO, 2004).....	36
Figura 17 - Esquema ampliado da área de contato do metal líquido com o cilindro refrigerado (GODINHO, 2004). ....	37
Figura 18 - Definição do sentido de caracterização das amostras para análise metalográfica. ....	39
Figura 19 - Micrografia da amostra 1 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x. ....	42
Figura 20 - Micrografia da amostra 2 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.....	42
Figura 21 - Micrografia da amostra 3 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x. ....	43
Figura 22 - Micrografia da amostra 4 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.....	43

Figura 23 - Micrografia da amostra 5 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x. ....	44
Figura 24 - Micrografia da amostra 6 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.....	44
Figura 25 - Micrografia da amostra 7 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x. ....	44
Figura 26 - Micrografia da amostra 8 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.....	45
Figura 27 - Micrografia da amostra 9 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x. ....	45
Figura 28 - Micrografia da amostra 10 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.....	45
Figura 29 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 1 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador. ....	47
Figura 30 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 3 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador. ....	48
Figura 31 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 5 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador. ....	49
Figura 32 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 7 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador. ....	50
Figura 33 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 9 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador. ....	51
Figura 34 - Imagem das amostras atacadas com solução ácida (HNO <sub>3</sub> , HF e HC). ....	53
Figura 35 - Imagens comparativas das amostras com adição de refinador e sem adição de refinador.....	54

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades físicas típicas comparadas com alguns metais concorrentes. ...	22
Tabela 2 - Composição química em % conforme a ASTM.....	38
Tabela 3 - Resultados da análise da composição química das amostras obtidas do processo de lingotamento contínuo da liga AA8011.....	41
Tabela 4 - Taxas de adição de refinador de grão das amostras analisadas.....	42
Tabela 5 - Diâmetro médio das amostras de acordo com a taxa de adição de refinador de grão. ....	52

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
EAA	European Aluminium Association
CBA	Companhia Brasileira de Alumínio
IACS	International Annealed Copper Standard
TRC	Twin Roll Casting
DC	Direct Chill
ASTM	American Society for Testing and Materials
VM	Votorantim Metais
CFC	Cubico de face centrada

## LISTA DE SÍMBOLOS

Tf	Temperatura de fusão
$\Delta H$	Varição da Entalpia
$\Delta S$	Varição da Entropia
$\Delta G$	Varição da Energia livre de Gibbs
$\gamma_{ns}$	Interface nucleador-sólido
$\gamma_{nl}$	Interfaces nucleador-líquido
$\gamma_{sl}$	Interface sólido-líquido
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
Cu	Cobre
Si	Silício
Zn	Zinco
Ti	Titânio
B	Boro
HF	Ácido Fluorídrico
HNO <sub>3</sub>	Ácido Nítrico
HCl	Ácido Fluorídrico
W	Watt
°C	Grau Celsius
cm	Centímetro
g	Grama
MPa	Mega Pascal
Cal	Caloria
m	Metro

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	15
<b>2 OBJETIVO</b> .....	17
<b>3 REVISÃO DA LITERATURA</b> .....	17
3.1 ALUMÍNIO .....	17
3.2 PROPRIEDADES DO ALUMÍNIO .....	21
3.3 LIGAS DE ALUMÍNIO .....	22
3.4 PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO .....	29
<b>3.4.1 NUCLEAÇÃO</b> .....	<b>29</b>
<b>3.4.2 CRESCIMENTO</b> .....	<b>33</b>
3.5 AGENTES NUCLEANTE .....	34
<b>3.5.1 AGENTE NUCLEANTE AlTi5%B1%</b> .....	<b>35</b>
3.6 LINGOTAMENTO CONTÍNUO (TRC) .....	35
<b>4 MATERIAS E MÉTODOS</b> .....	38
4.1 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS .....	38
4.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA .....	38
4.3 MICROSCOPIA ÓPTICA .....	39
4.4 MICROSCOPIA ÓPTICA COM LUZ POLARIZADA .....	39
4.5 MACROGRAFIA .....	40
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	40
5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA .....	40
5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL .....	41
5.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL SOB LUZ POLARIZADA .....	46
5.3 CARACTERIZAÇÃO MACROGRÁFICA .....	52
<b>6 CONCLUSÃO</b> .....	54
<b>REFERÊNCIAS</b> .....	56

## 1 INTRODUÇÃO

O alumínio, em comparação com outros metais, é leve, dúctil, resistente à corrosão, ótimo condutor elétrico, bom condutor de calor além de poder ser processado para ter bons limites de escoamento e resistência. Esse conjunto de propriedades e versatilidade só explica o porquê o alumínio tem uma grande faixa de aplicação conduzindo-o ao elevado consumo desse metal (JOHANSEN, 2013). Devido a abundância desse elemento na crosta terrestre e com o aumento da utilização do alumínio procura-se cada vez mais a diminuição nos custos de produção como é mostrado na Figura 1.

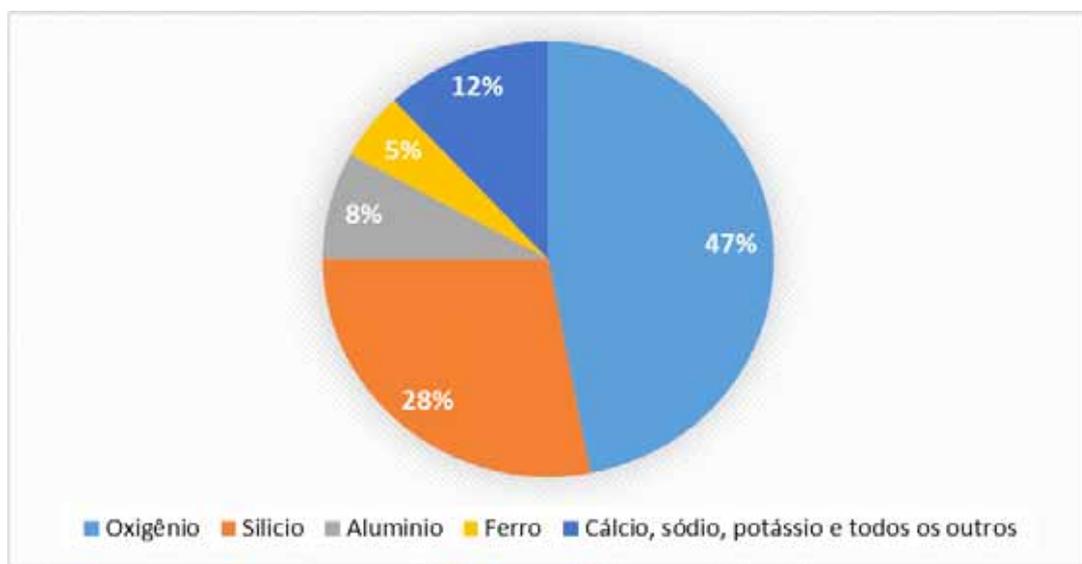


Figura 1 - Distribuição dos elementos na crosta terrestre (ABAL, 2014).

A liga AA 8xxx é uma das mais versáteis ligas de alumínio no mercado de trabalho, possuindo um enorme potencial para aplicações para produtos derivados de chapas e folhas produzidas no processo de lingotamento contínuo “*Twin Roll Casting*” (TRC). Como toda liga Al-Fe-Si, as transformações estruturais estão diretamente relacionadas com as condições iniciais de vazamento nesse processo de fundição. Para ampliar a gama de aplicabilidade desta liga, é necessário novas condições termodinâmicas de processamento.

O processo de lingotamento contínuo (TRC) vem se tornando uma prática comum nas indústrias de alumínio. Essa tecnologia conhecida como processo Caster no mercado

industrial, começou a crescer nos anos 70 e hoje, representa cerca de 20% dos produtos laminados de alumínio ganhando destaque no mercado de produção de bobinas. Esse processo é o único que combina solidificação e laminação a quente em uma única etapa.

As principais vantagens desse processo é a capacidade de converter o metal fundido diretamente em chapas bobinadas, prontas para a laminação a frio, eliminando operações associadas ao método de vazamento de placas “Direct Chill” (DC), que necessita posteriormente de uma laminação à quente agregando ainda mais valores ao produto final. Outra importante vantagem é com relação a alteração de espessura e largura durante o vazamento diminuindo ainda mais os custos de produção (MINATEL,2009).

As chapas de alumínio produzidas no processo lingotamento contínuo (TRC), apresenta uma microestrutura (dendrítica) bastante diferenciada quando comparada ao processo “Direct Chill” (DC), pois apresenta uma maior taxa de resfriamento durante o processo de chapa. A alta taxa de resfriamento do alumínio em contato com os cilindros refrigerados gera uma superfície com pequenos precipitados (segregações). Alguns elementos ficam retidos em soluções solidas supersaturadas e precipitam durante o tratamento térmico atrasando a recristalização. A presença de uma microestrutura com granulação grosseira nos produtos Caster, após o tratamento térmico podem afetar tanto as propriedades físicas da liga quanto no aspecto visual da chapa inviabilizando sua utilização em algumas aplicações. Uma das melhores formas de evitar esses elementos retidos em soluções supersaturadas é melhora na homogeneização da liga durante os processos que antecedem os tratamentos térmicos.

Neste trabalho serão abordados alguns aspectos fundamentais da aplicação do agente nucleante (AlTi5%B1%), em produtos feitos a partir do processo de fundição *Twin Roll Casting (TRC)* especificamente na liga 8xxx do grupo Al-Fe-Si. O agente nucleante AlTi5%B1% está associado taxa nucleação da fase, já o espaço interdendríticos, está correlacionado a composição química e taxa de resfriamento. Também serão analisados a influência da porcentagem de adição desse nucleante na liga 8xxx juntamente com algumas variações nos parâmetros de processo (velocidade, temperatura do metal, espessura da chapa e força de modelação). Essas variáveis abordadas no trabalho tem influência direta na microestrutura de solidificação tendo grande importância na formação de segregações na chapa.

## 2 OBJETIVO

Esse trabalho tem como objetivo verificar a influência da adição do agente nucleante na produção de folhas obtidas pelo processo de lingotamento contínuo (*TRC*) juntamente com o acompanhamento de alguns parâmetros de processo como: temperatura do metal, taxa de adição do nucleante, temperatura da água de refrigeração e velocidade de produção.

Através de análises microestruturas avaliaremos a solidificação das chapas produzidas da liga AA8011 com relação ao tamanho de grão e formação de algumas partículas primárias, ambos aspectos são essenciais para a qualidade de produtos finais.

## 3 REVISÃO DA LITERATURA

### 3.1 ALUMÍNIO

Dentre todos os metais produzidos, o alumínio é o terceiro mais abundante na crosta terrestre e por possuir excelentes propriedades físico-químicas cobiçadas nos dias atuais, entre os quais se destaca por possuir baixo peso específico, alta condutividade térmica, condutividade elétrica aliado com a reciclagem tornou o metal não-ferroso mais consumido no mundo. O alumínio é maleável, dúctil tornando-o apto para a fundição (ABAL, 2014).

O alumínio é originado da bauxita, formada por uma reação química natural causada através da infiltração de água em algumas rochas alcalinas que entram em decomposição adquirindo uma nova composição química tornando-se a matéria prima para a obtenção do alumínio ilustrado na Figura 2, que mostra um complexo de extração da bauxita.

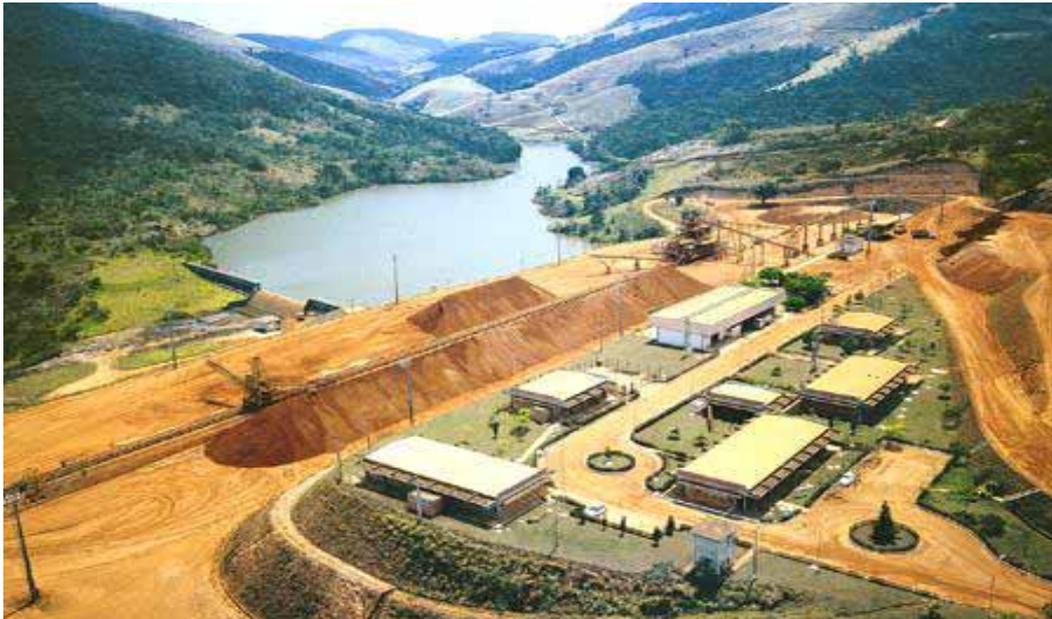
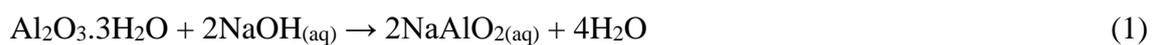


Figura 2 - Complexo de extração da bauxita do Grupo Votorantim em Itamarati de Minas – MG (CBA,2014).

A bauxita extraída passa pelo processo Bayer, que consiste na mistura da bauxita moída com uma solução cáustica de hidróxido de sódio (NaOH) sob pressão e temperatura em auto-clave. Este estágio inicial é denominado como digestão, como podemos observar na equação 1 (ESCOBAR, 2004).



A pasta formada na digestão é resfriada em torres de resfriamento por expansão e baixa pressão. O produto proveniente do resfriamento possui uma alta concentração de aluminato de sódio ( $\text{NaAlO}_2$ ) e resíduos de bauxita. Os precipitados catalisados são separados por filtração e decantação para eliminar impurezas como a lama vermelha, constituída por óxido de ferro, titânio, carbonato de cálcio e produtos de desilicação. (TORRES, 2001)

Após a filtração e o resfriamento do precipitado, o produto passa por um processo de calcinação que é a etapa final do processo. A alumina formada é então levada e calcinada a aproximadamente  $1000^\circ\text{C}$  para desidratar os cristais de alumina formando cristais de alumina puro ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) descrita pela equação 2. Após o processo, a alumina torna-se um pó branco e fino ilustrado na Figura 3.



Figura 3 - Alumina calcinada ((RAIA, 2012).

A alumina formada é adicionada continuamente em células eletrolíticas, conhecido como processo Hall-Héroult. Esse processo consiste na dissolução de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) em criolita fundida sendo reduzida eletronicamente resultando na formação de alumínio metálico. A Figura 4 ilustra como é feito o processo.

O processo consiste no bloqueio do ânodo contra a soleira da cuba e adição de criolita, que é fundida e mantida a uma temperatura de aproximadamente  $960^\circ\text{C}$  pela passagem de corrente do cátodo ao ânodo, passando pelo banho ao mesmo tempo em que os eletrodos são suspensos, sendo adicionadas cargas de criolita. (MOURA; FERREIRA; FUKUSHIMA, 2008).

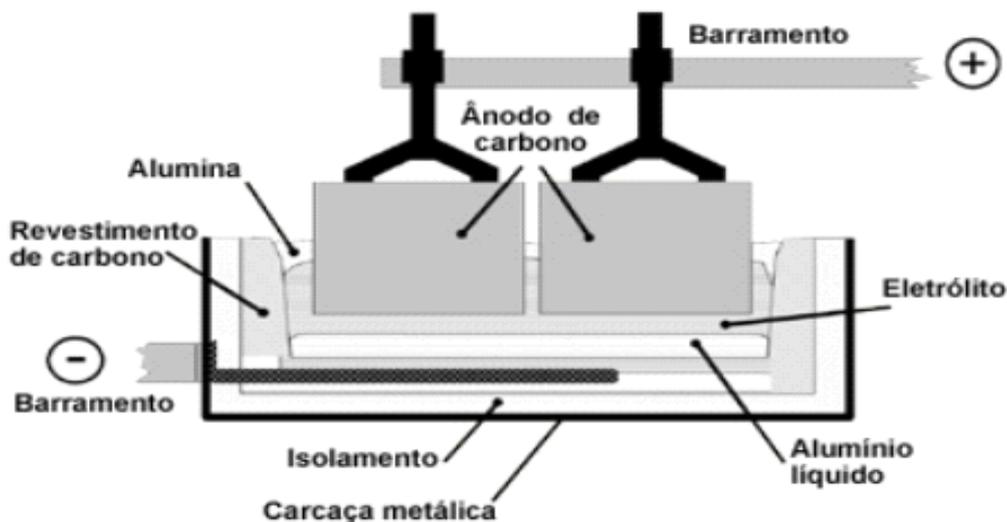
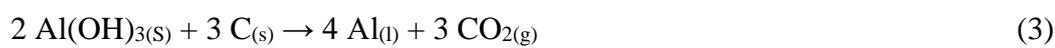
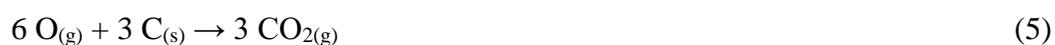


Figura 4 - Ilustração do processo Hall-Héroult (ABAL, 2014).

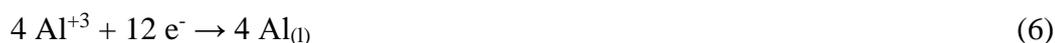
Com a adição de alumina e a passagem de milhares de amperes, a alumina começa a se dissociar como na equação 3:



sendo que a formação do  $3 \text{CO}_{2(\text{g})}$  ocorre ânodo através da reação anódica descrita pelas equações 4 e 5:



Já no cátodo ocorre a formação do alumínio em estado de fusão através da equação 6:



O alumínio fundido e acumulado no fundo do banho é então retirado para processamentos posteriores de fundição como o lingotamento contínuo (TRC) descrito detalhadamente neste trabalho (SCHNEIDER, 2006).

### 3.2 PROPRIEDADES DO ALUMÍNIO

Uma excepcional combinação de propriedades faz do alumínio um dos mais versáteis materiais utilizados na engenharia, arquitetura e indústria em geral (CALLISTER, 2001). As principais propriedades do alumínio são:

*Densidade* – possui densidade específica de  $2,7 \text{ g/cm}^3$ , muito inferior a outros metais como o aço, uns dos principais concorrentes no mercado, viabilizando sua escolha em certas aplicações.

*Resistência a corrosão* - a resistência a corrosão do alumínio é superior a maioria dos metais. Devido a sua alta afinidade do alumínio por oxigênio, em condições normais de temperatura e pressão, o alumínio reage com o oxigênio da atmosfera formando uma fina camada de óxido.

*Condutividade elétrica* – a condutividade elétrica do alumínio puro (99,99%) a  $20^\circ\text{C}$  é 64,94% da International Annealed Copper Standard (IACS). Por possuir baixa densidade a condutividade elétrica do alumínio por massa é duas vezes maior além de ser maior do que qualquer outro metal.

*Condutividade térmica* – a condutividade térmica do alumínio puro (99,99%) é de  $244 \text{ W/m}^\circ\text{C}$  tornando-o aplicável em defletores aliado com sua baixa densidade.

*Refletividade e refletância* – uma chapa de alumínio puro plano (99,99%) reflete aproximadamente 90 % da radiação de calor e aproximadamente 75% da luz apresentando uma emissividade relativamente baixa.

*Dilatação térmica* – o alumínio apresenta um coeficiente de dilatação térmica constante entre as temperaturas de  $20$  e  $100^\circ\text{C}$  sofrendo alterações quando adicionados alguns elementos de liga. O coeficiente de dilatação das ligas comerciais são de aproximadamente  $2,4 \times 10^{-5}$ .

*Temperatura de fusão* – o ponto de fusão do alumínio puro (99,99%) é de aproximadamente  $660^\circ\text{C}$  sofrendo um decréscimo de acordo com a pureza do alumínio e a adição de alguns elementos de liga como o magnésio.

*Propriedade antimagnética* – por não ser magnético, o alumínio o alumínio é frequentemente utilizado na proteção de materiais eletrônicos além de não produzir faíscas, muito importante quando utilizado para estocar alguns materiais explosivos e inflamáveis.

*Estrutura cristalina* – Cubica de face centrada (CFC).

*Reciclagem* – sua capacidade de ser infinitamente reciclado sem perda de propriedades físico-químicas é uma das principais características do alumínio tornando ele uns dos metais mais utilizados. Esse conjunto de características proporciona uma versatilidade de aplicações na indústria.

A Tabela 1 a seguir compara algumas propriedades do alumínio com os três metais mais utilizados pela sociedade.

Tabela 1 - Propriedades físicas típicas comparadas com alguns metais concorrentes.

<b>Propriedades</b>	<b>Alumínio</b>	<b>Aço</b>	<b>Cobre</b>
<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	2,7	7,86	8,96
<b>Temperatura de fusão (°C)</b>	660	1500	1083
<b>Módulo de elasticidade (MPA)</b>	70000	205000	110000
<b>Coefficiente de dilatação térmica (L/°C)</b>	24x10 <sup>-6</sup>	11,7x10 <sup>-6</sup>	16,5x10 <sup>-6</sup>
<b>Condutibilidade térmica a 25°C (Cal/cm/°C)</b>	0,53	0,12	0,94
<b>Condutibilidade elétrica (%IACS)</b>	61	14,5	100

### 3.3 LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio metálico puro, com cerca 99,7% de pureza, passa por uma adição de alguns elementos de liga como silício, ferro, magnésio, manganês, cobre, entre outros para composições das ligas (CALLISTER,2001). Essas ligas podem ser divididas em nove grupos, segundo a *European Aluminum Association* (EAA):

*1xxx*: são ligas compostas por alumínio com pureza de no mínimo 99% ou comercial. Os dois últimos dígitos indicam a % de Al acima de 99%, já o segundo dígito indica modificações no limite de impureza ou adição de algum elemento de liga. O segundo dígito indica o controle sobre uma ou mais impurezas ou adição de algum elemento de liga. Essa liga se destaca por possuir elevada resistência a corrosão, altas condutividades térmicas e elétricas porem, baixa resistência mecânica. Frequentemente são utilizados em condutores elétricos, utensílios domésticos e aplicações que exijam alta

capacidade de conformação sem exigir grandes necessidades de resistência mecânica. Os principais solutos presentes nessa liga são o ferro e o silício.

Aplicações:

- Trocadores de calor;
- Condutores elétricos;
- Embalagens;
- Equipamentos para indústria química;
- Refletores;
- Painéis para construção civil.

2xxx: são ligas com o cobre como principal elemento de liga. Os dois últimos dígitos não possuem significado numérico, apenas indicam diferentes tipos de liga na série. Já o segundo dígito indica modificações no limite de impureza ou adições de elementos de liga. Essas ligas geralmente recebem tratamentos térmicos como solubilização e envelhecimento possuindo alta resistência mecânica. Essas características permitem aplicações na indústria aeronáutica. A seguir a Figura 5 ilustra o diagrama de fase da liga Al-Cu.

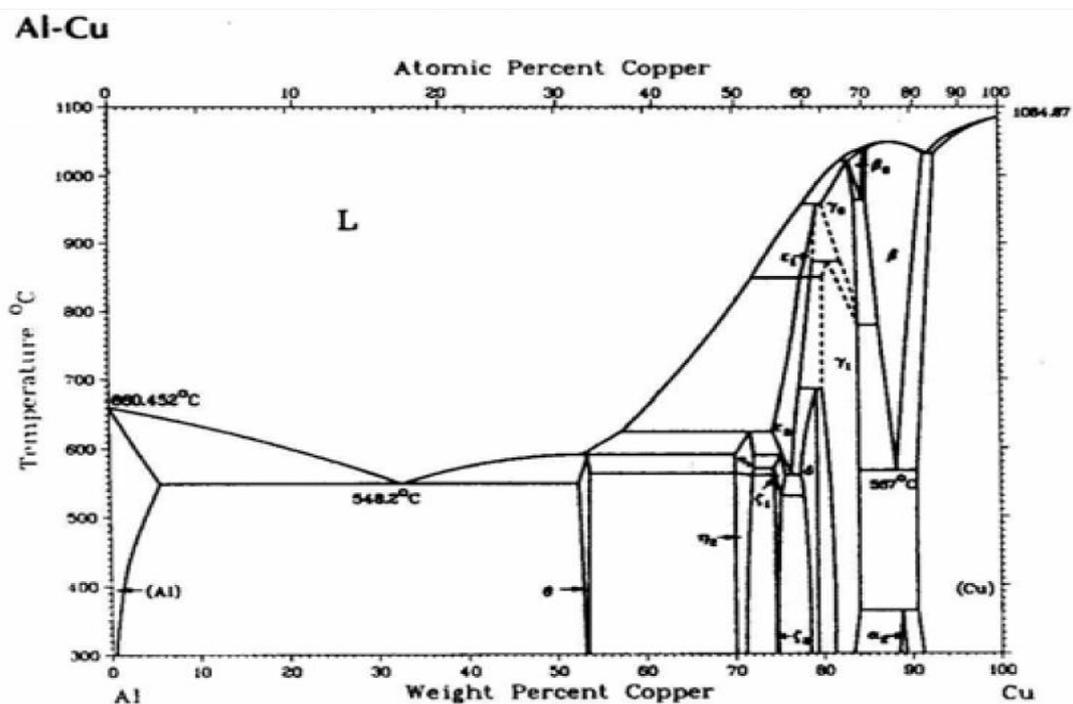


Figura 5 - Diagrama de fase Al-Cu.

Aplicações:

- Rodas forjadas para indústria aeronáutica e automotiva;
- Fuselagem e componentes estruturais para aeronaves;
- Componentes com elevada relação de resistência/peso, sujeitos também a temperaturas elevadas;
- Componentes de suspensão e de motores.

3xxx: ligas onde o elemento principal de liga é o manganês. As ligas de série 3xxx não são tratáveis tendo como principal aplicação para a liga produtos estampados. Quando comparadas as ligas de série 1xxx, possuem resistência superior em cerca de 20% além de possuírem elevada resistência a corrosão e boa soldabilidade.

A adição de manganês no sistema Al-Si proporciona um endurecimento através de tratamentos térmicos posteriores elevando sua resistência mecânica além de possuir boa ductilidade. Essa resistência pode ser aumentada com uma adição de magnésio.

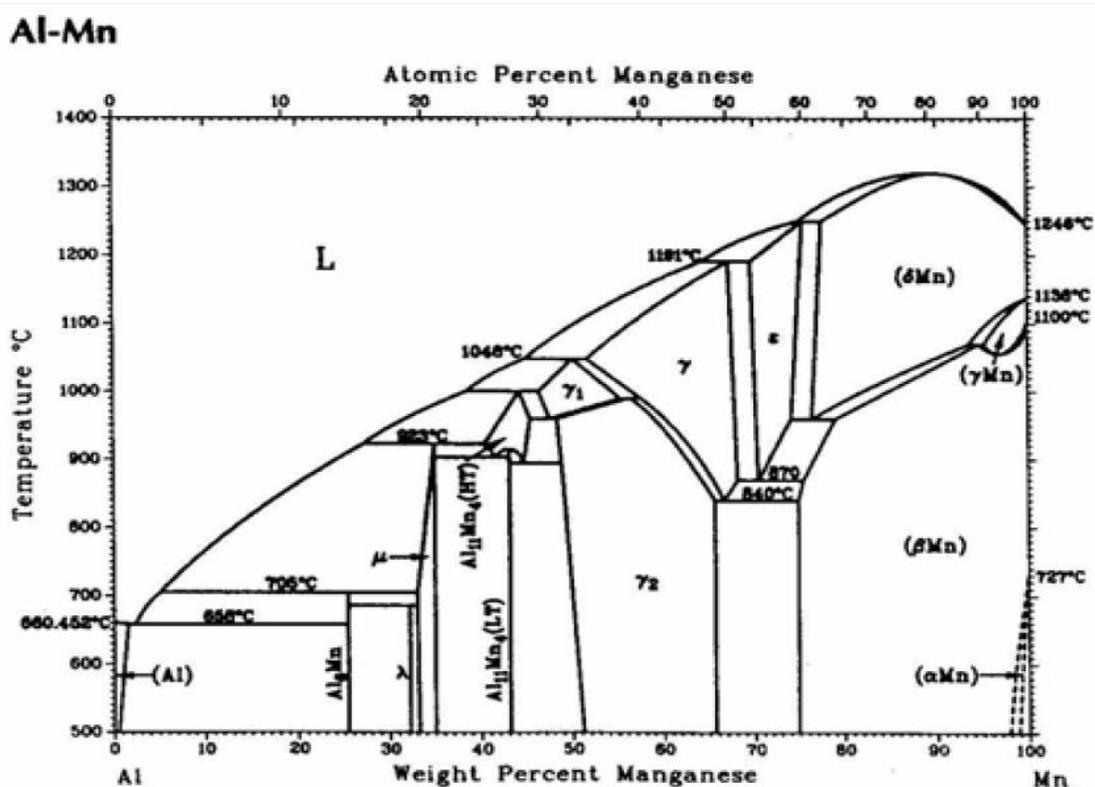


Figura 6 - Diagrama de fase Al-Mn.

### Aplicações:

- Telhas e revestimentos;
- Latas de alumínio;
- Indústria de ônibus;
- Construção civil;
- Reservatórios.

4xxx: ligas tendo como elemento principal de liga o silício. A maior parte das ligas constituintes dessa serie não são tratáveis termicamente. O silício quando adicionada a liga, tende a abaixar o ponto de fusão sem provocar fragilidade excessiva na liga. As ligas da série possuem boa ductilidade (FERRARINI, 2005).

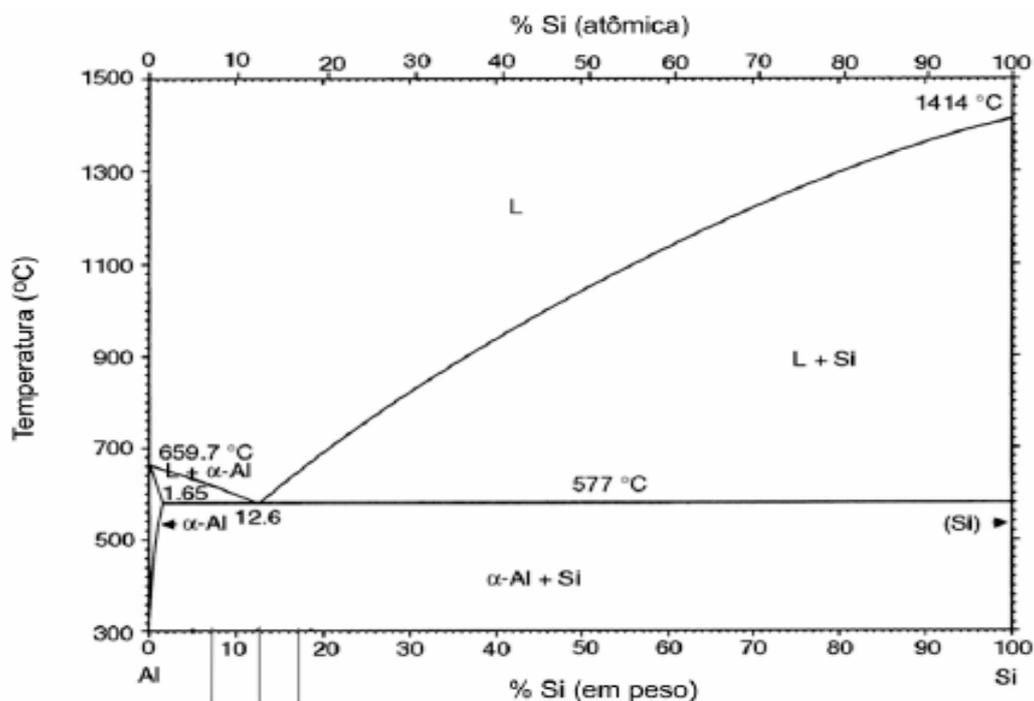


Figura 7 - Diagrama de fase Al-Si (FERRARINI, 2005. Modificado pelo autor).

### Aplicações:

- Fios e arames;
- Construção civil e arquitetura;
- Utensílios domésticos (panelas de pressão).

5xxx: ligas onde o principal elemento de liga é o magnésio. O magnésio é um dos elementos mais utilizados nas ligas de alumínio para o aumento do endurecimento. Quando adicionado como elemento principal ou juntamente com o manganês, produzem ligas com resistências de moderadas à elevadas. Ligas com magnésio apresentam também excelente resistência a corrosão em atmosfera marítima e ótimas propriedades de soldagem (RODRIGUES, 2007).

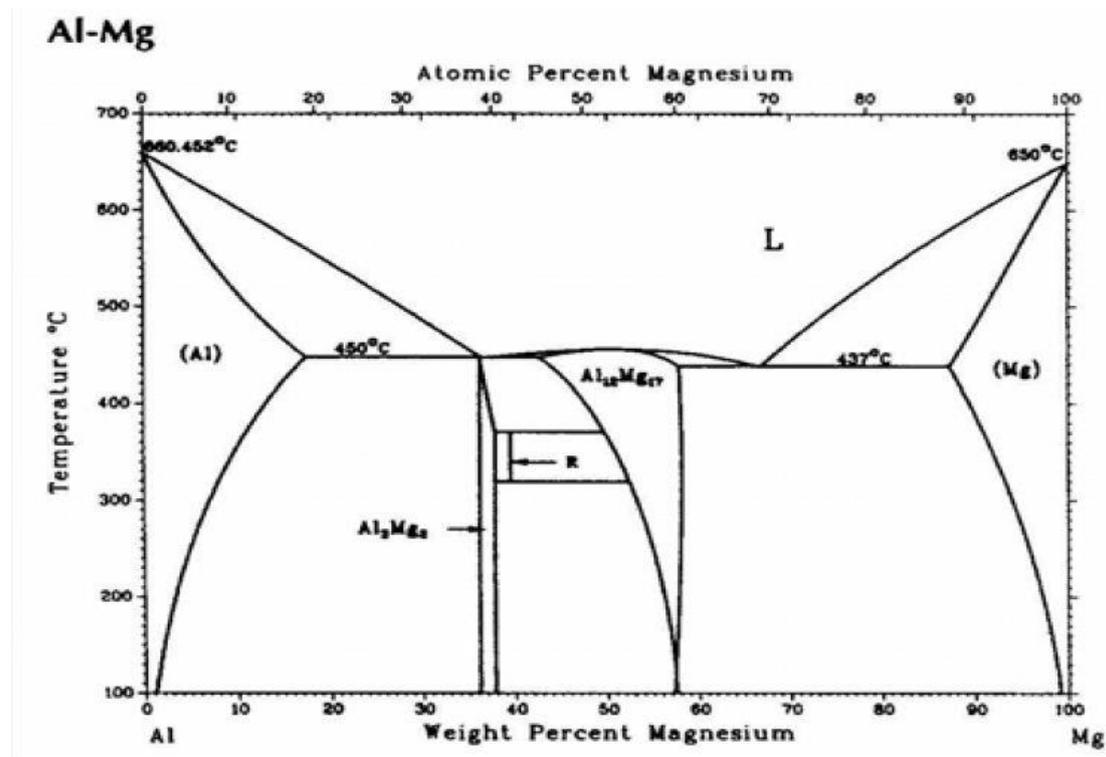


Figura 8 - Diagrama Al-Mg (RODRIGUES,2007)

Aplicações:

- Embalagens (tampas de latas de Al);
- Componentes de barcos e navios;
- Construção civil e arquitetura;
- Tanques de armazenamento;
- Componentes de máquinas.

6xxx: série de ligas com elemento principal o magnésio e silício. As adições desses dois elementos de liga tornam a liga com boa ductilidade, boas características de usinagem e resistência a corrosão.

Aplicações:

- Estruturas soldadas;
- Arquitetura e decoração;
- Quadros de bicicletas.

7xxx: série contendo o zinco como elemento de liga principal. Essas ligas possuem também magnésio em sua composição resultando os nos mais altos índices de resistência mecânica e tenacidade tendo como utilização principal, setores onde há exigências de altíssimas propriedades mecânicas. Essa série de ligas são tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação. Normalmente o cobre e o cromo também são adicionados em pequenas quantidades (OSÓRIO, 2000).

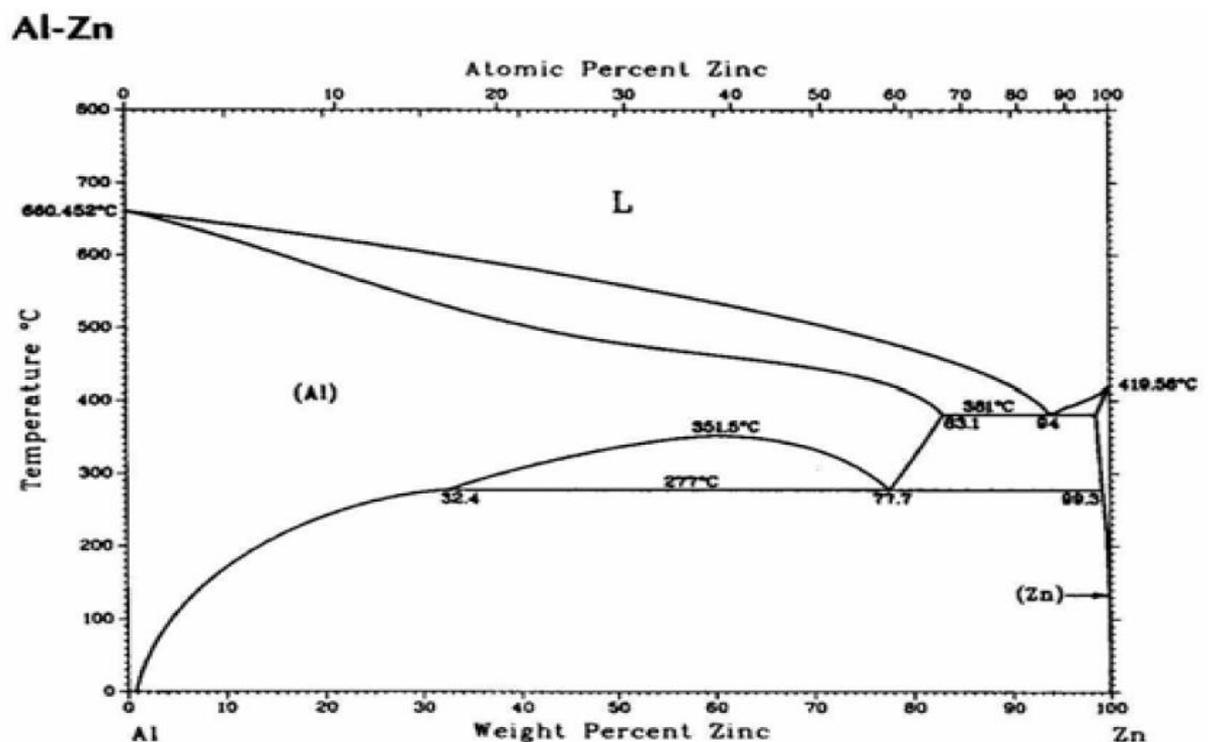


Figura 9 - Diagrama de fase Al-Zn (Osório, 2000).

Aplicações:

- Componentes da indústria aeronáutica;
- Componentes móveis que exijam altas resistências;
- Indústria militar.

8xxx: as ligas dessa série envolvem um grande número de composições com uma miscelânea de elementos de liga. Essas ligas contem adição de silício, ferro e manganês principalmente e não se encaixam nas series anteriores. Essa série apresenta excelentes propriedades anti-fricção e usinabilidade sendo sua produção destinada principalmente para folhas. A liga AA8011 analisada nesse trabalho, se encaixa nessa série, tendo como principais elementos de ferro, silício, manganês e cobre.

A liga AA8011 é uma das mais versáteis ligas de alumínio comercializadas atualmente possuindo um enorme potencial para aplicações em produtos derivados de chapa e folhas finas. Como qualquer liga, suas transformações microestruturais são totalmente dependentes das condições iniciais de vazamento no processo de lingotamento contínuo, das condições termodinâmicas do processo e da composição química.

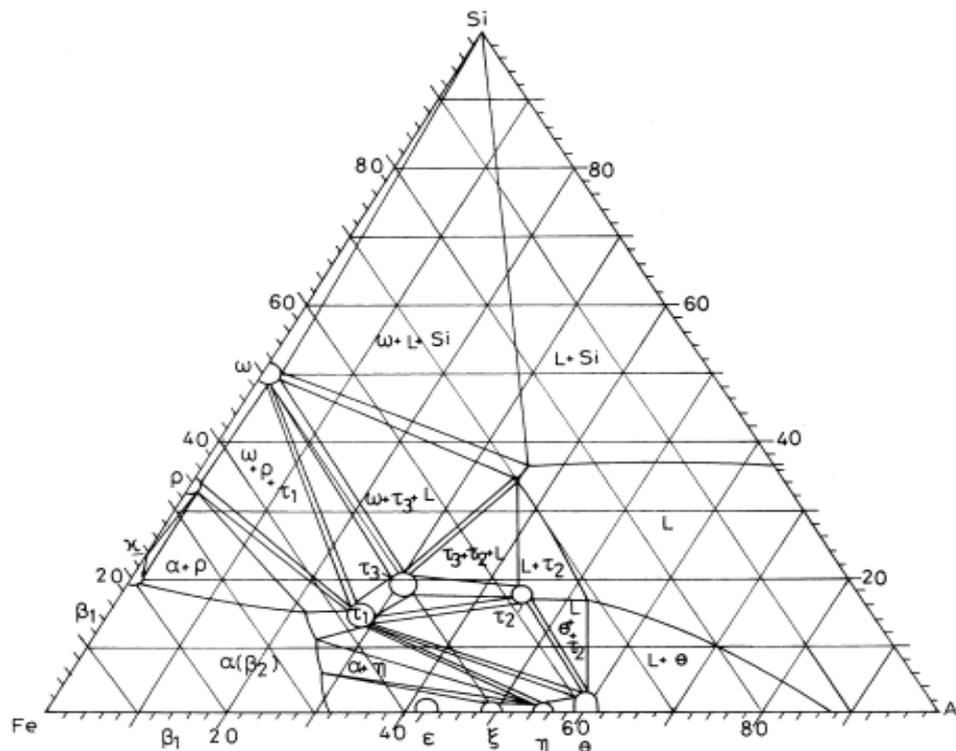


Figura 10 - Diagrama de fase Al-Fe-Si (MAITRA; GUPTA, 2002).

#### Aplicações:

- Folhas finas de alumínio;
- Utensílios domésticos;
- Aletas para trocadores de calor;
- Industria aeroespacial.

### 3.4 PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO

O processo de solidificação do metal consiste na transformação do metal líquido em formas sólidas requeridas. O estudo dessa etapa é de suma importância pois sua estrutura formada após a solidificação determina suas propriedades no produto semiacabado e acabado produzidos na fundição.

Podemos dividir o processo de solidificação em duas etapas denominadas nucleação e crescimento. Inicialmente ocorre a formação de pequenos núcleos sólidos, dando início a um crescimento formando cristais que formarão os grãos como ilustrado na Figura 11. A transformação do processo de solidificação depende inicialmente de sua composição química.

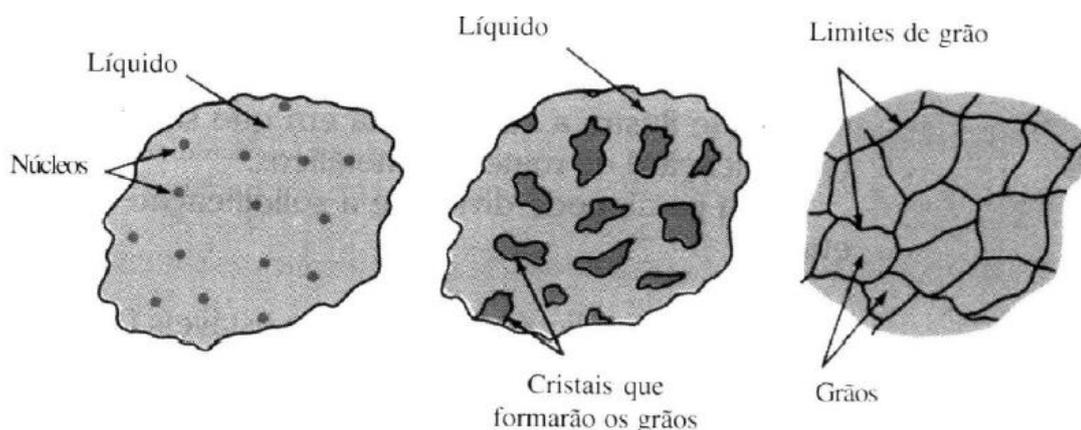


Figura 11 - Diagrama de fase Al-Fe-Si (MAITRA; GUPTA, 2002).

#### 3.4.1 NUCLEAÇÃO

Nucleação consiste na formação de núcleos estáveis no líquido podendo ser homogênea e heterogênea. Embora a nucleação homogênea não represente o que ocorre na prática, para um melhor entendimento do processo de solidificação é necessário um pequeno estudo do mecanismo de nucleação homogênea.

*Nucleação Homogênea:* é a nucleação quando não existirem pontos de nucleação preferenciais, como partículas estranhas e superfícies sólidas. Essa nucleação ocorre em

metais totalmente puros onde o próprio movimento aleatório dos átomos é o suficiente para iniciar o processo dando origem a pontos de nucleação (PEREIRA, 2011).

Segundo Oliveira (2009), em um processo de solidificação, o sólido cristalino puro apresenta uma temperatura de fusão,  $T_f$ . Acima dessa  $T_f$ , a fase apresenta uma energia livre maior que abaixo da  $T_f$ . A formação de cristais sólidos quando o líquido atinge uma temperatura ligeiramente inferior à temperatura de fusão ( $T_f$ ). Isto acontece devido ao fato da energia liberada pelo líquido durante a transformação para a fase sólida ser menor do que a energia necessária para criar a interface sólido-líquido entre o ponto de nucleação e o metal líquido. A energia acima do  $T_f$  na fase líquida apresenta é inferior a energia da fase sólida, conseqüentemente quanto mais a temperatura cai abaixo da  $T_f$ , maior será a energia liberada durante a transformação de fase como o ilustrado na Figura 11. A partir do momento que ocorre uma maior formação de núcleos, maior será a interface sólido-líquido aumentando a energia de superfície do sistema.

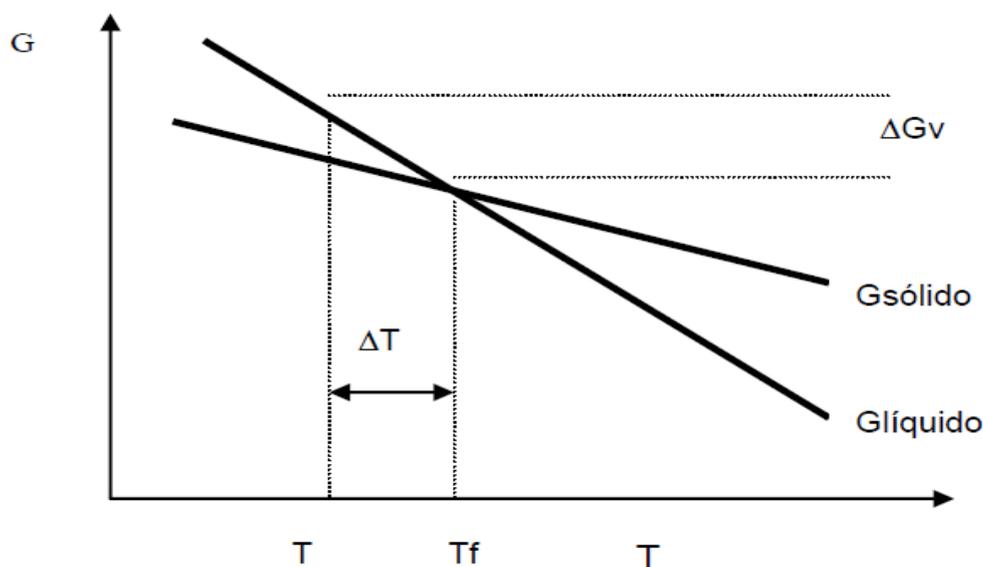


Figura 12 - Relação da dependência da temperatura com as energias livres da fase sólida e líquida (OLIVEIRA, 2009).

Durante a transformação de fase, a energia liberada denominada como energia livre de Gibbs ( $\Delta G$ ), não é constante, aumentando com o super-resfriamento. A equação 7 descreve as energias envolvidas no processo de solidificação.

$$\Delta G = S_{\text{sólido}} - L_{\text{líquido}} \text{ ou } \Delta G = \Delta H - T \Delta S \quad (7)$$

sendo,  $\Delta H$  a variação de entalpia e  $\Delta S$  a variação de entropia entre os estados da transformação (líquido e sólido).

Para qualquer temperatura inferior a  $T_f$ , apenas os núcleos que possuem núcleo grande o suficiente para ultrapassar o balanço de energia será estável conforme a Figura 12. Os núcleos que possuem um raio maior que o raio crítico ( $r_c$ ) irão crescer e consequentemente, aumentando seu raio acarretará em uma diminuição da energia total.

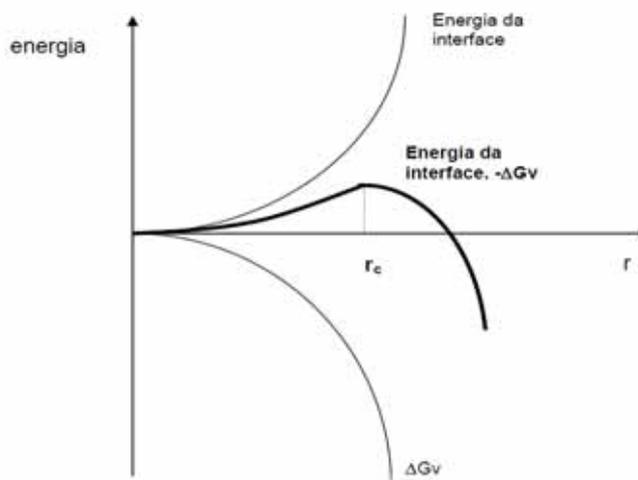


Figura 13 - Energia de equilíbrio durante a nucleação homogênea (OLIVEIRA, 2009).

Essa relação entre a temperatura e o raio crítico depende das propriedades do material como, energia de superfície da interface sólido-líquido, temperatura de fusão e calor latente de fusão.

*Nucleação heterogênea:* ocorre quando o metal líquido apresenta sítios preferenciais para nucleação como, outro material, inclusões, bolhas, entre outros. Esses sítios existentes promovem a diminuição da energia superficial diminuindo a barreira termodinâmica para a formação de um núcleo estável (CUPINI, 1978).

A condição inicial necessária para que o processo de nucleação heterogênea ocorra é que a energia da interface nucleador-sólido  $\gamma_{ns}$  seja inferior à soma das energias de superfície das interfaces nucleador-líquido  $\gamma_{nl}$  e da interface sólido-líquido  $\gamma_{sl}$  como a equação 8 a seguir:

$$\gamma_{ns} < \gamma_{nl} + \gamma_{sl} \quad (8)$$

A presença de todo substrato não é garantia de facilitar a nucleação, em casos onde a energia da interface nucleador-sólido não seja inferior, não ocorrerá redução de energia de superfície total quando o sítio nucleador é coberto por sólido. Na maioria dos casos, a interface nucleador-sólido é substituída por uma área maior de interface sólido-líquido. Podemos dizer que esta é a condição para o material sólido molhar o nucleador com a presença de um líquido (Oliveira, 2009).

Para exemplificar, podemos considerar um caso simples como a formação de um núcleo esférico em uma superfície plana ilustrado na Figura 13.

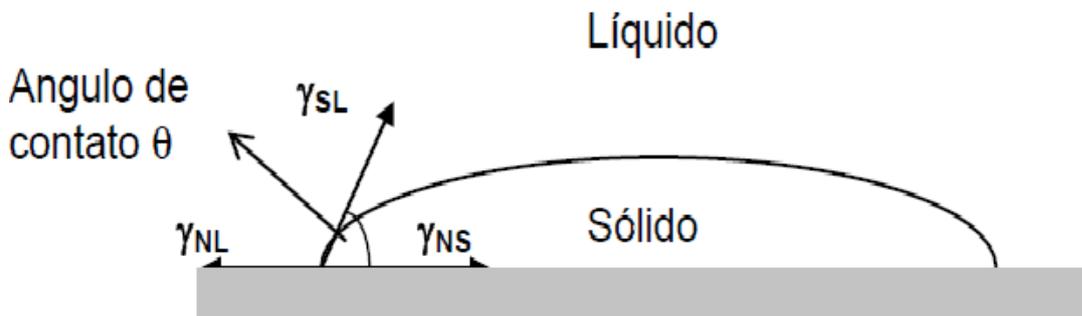


Figura 14 - Esquema de formação de um núcleo em uma superfície plana (PAES, 2004. Modificado pelo autor).

As tensões representadas na Figura 14 obedecem a equação 9:

$$\gamma_{ns} = \gamma_{nl} + (\gamma_{sl} \cos \theta) \quad (9)$$

A ângulo  $\theta$  de contato é formado pela interface sólido-líquido e a interface nucleador-sólido. Logo que para  $0 < \theta < 90^\circ$  a condição de molhabilidade é satisfeita e para ângulos com  $\theta < 90^\circ$  a condição não é satisfeita. Ao ocorrer a molhabilidade, um núcleo com raio igual ao raio crítico é formado com um número muito menor de átomos do que o necessário para a formação de um núcleo homogêneo no metal líquido.

Essa alteração na nucleação faz com que a temperatura de resfriamento seja menor do que a necessária para uma nucleação homogênea. Geralmente, as partículas usadas para a nucleação possuem dimensões cristalinas próximas ao metal que será nucleado,

como por exemplo, o agente usado nesse trabalho que possui partículas de boreto de titânio ( $TiB_2$ ), presentes em agentes nucleantes (PAES, 2004).

### 3.4.2 CRESCIMENTO

Após a formação dos núcleos estáveis no metal, uma vez que seu raio for superior ao raio crítico, os núcleos irão dar início ao processo de crescimento formando os cristais. Em cada formação de cristal, os átomos estarão dispostos da mesma forma, variando apenas na direção entre os cristais formados.

Quando a solidificação do metal estiver completa, os cristais formados irão possuir diferentes orientações, juntando suas fronteiras formando os contornos de grãos, que são as zonas de contato entre os diferentes cristais formados no metal solidificado. O número de núcleos disponíveis na solidificação afetará diretamente a estrutura do grão metálico. Se o número de pontos de nucleação for relativamente pequena, a solidificação produzirá uma estrutura com a formação de grãos maiores proporcionando uma estrutura grosseira. No caso de uma solidificação com um maior número de pontos de nucleação, a formação dos cristais se dará num maior número de pontos formando uma estrutura policristalina, um grão mais fino. A maior parte das ligas de engenharia vazadas buscam obter uma estrutura de formação de grão mais fina, já que essa estrutura proporciona uma resistência mecânica e uniformidade mais desejável para os produtos acabados.

Em um cristal, de uma maneira geral, ocorre o crescimento a medida com que os átomos de soluto são rejeitados ocorrendo um enriquecimento de soluto na interface sólido-líquido. A partir do momento que essa camada rica em soluto sofre um superesfriamento, ocorre a formação de protuberâncias que avançam pela camada tornando-se estáveis e crescendo. Estes braços formados são denominados dendritas, que ao se formarem deixam infiltrações ricas em soluto como na Figura 15.

O crescimento das dendritas dependem tanto da taxa de solidificação como do gradiente de temperatura. Uma vez nucleadas, as dendritas formam braços secundários que consiste no crescimento lateral da dendrita. Esses braços secundários denominados dendritas secundarias crescem até a formação de uma rede com na Figura 15.

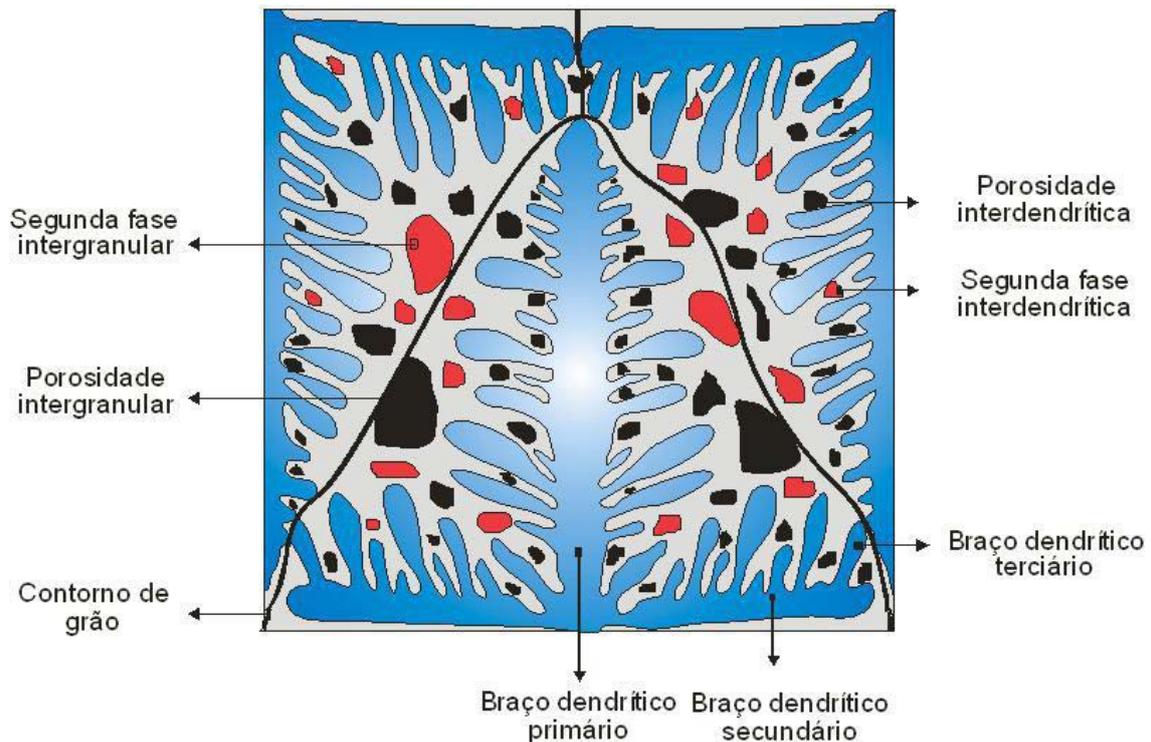


Figura 15 - Formação da estrutura dendrítica (OSÓRIO, GARCIA, PEIXOTO, 2009).

Quando a solidificação termina, as dendritas formadas a partir de um mesmo núcleo, são denominadas com grãos. Essa desorientação cristalográfica formada entre os braços das dendritas são acomodados por contornos de grão, que consistem de arranjos de discordâncias. Quando a formação entre dois contornos de grãos possuírem ângulo menor que  $15^\circ$ , esses arranjos são considerados como parte do mesmo grão, já para organizações cristalográficas com ângulos desorientação maiores que  $15^\circ$ , esses arranjos são considerados grãos diferentes.

### 3.5 AGENTES NUCLEANTE

O agente nucleante tem como função, alterar a estrutura dendrítica do metal, o agente interfere na nucleação, aumentando o número de pontos de nucleação e restringindo o crescimento do grão formando uma estrutura mais homogênea.

A adição do agente nucleante nos processos industriais em ligas de alumínio é muito comum. Essas adições contem diferentes combinações de titânio (Ti) e boro (B), sendo amplamente utilizado pela indústria.

### 3.5.1 AGENTE NUCLEANTE AlTi5%B1%

O Refinador de grão AlTiB é usualmente utilizado nos processos de fundição de alumínio (tarugos, lingotes, vergalhão, chapas e folhas). Sua função é promover uma maior formação de germes de nucleação, isto é, fazer com que haja um maior número de regiões de átomos que vão se aglomerando. Sua atuação se dá apenas neste momento. Passada esta fase, a refinador perde o seu poder afinante de grão.

A estrutura final será determinada por dois fatores. O primeiro referente a presença de substratos como TiB<sub>2</sub> no metal fundido que atua na formação de pontos de nucleação e o TiAl<sub>3</sub> que atua também na nucleação e no crescimento do cristal, alterando a molhabilidade do ponto nucleante (PAES, 2004).

### 3.6 LINGOTAMENTO CONTÍNUO (TRC)

O processo de vazamento de alumínio *Twin Roll Casting* (TRC) conhecido na indústria consiste em processo de lingotamento contínuo, consiste no vazamento de alumínio líquido em chapas contínuas proporcionando uma grande versatilidade e redução do custo da produção de chapas. O processo consiste na produção de chapas de alumínio através da passagem do metal líquido entre dois cilindros refrigerados a água variando a espessura da chapa entre 2 a 12mm e com larguras entre 750 a 2100mm (OTOMAR, 2010).

Para a produção da chapa de alumínio, o metal líquido armazenado em fornos de espera é vazado através de calhas por ação da gravidade passando na linha por um sistema de degaseificação e adição de agente nucleante. Em seguida o metal líquido é submetido por um sistema de filtragem responsável pela limpeza do metal como ilustrado na Figura 16.

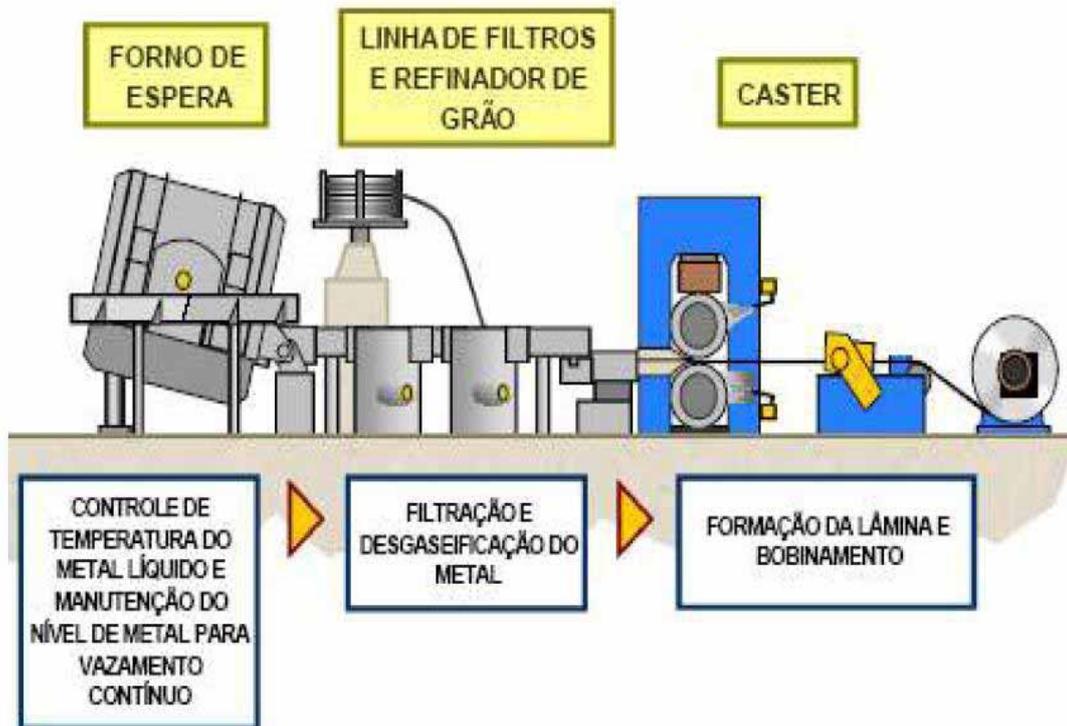


Figura 16 - Esquema de vazamento Twin Roll Casting. (GODINHO, 2004).

O metal líquido limpo então é vazado para uma peça chamada bico injetor, que é responsável pela distribuição homogênea do metal líquido ao longo da largura dos cilindros rotativos. Os cilindros de vazamento rotativos são compostos por uma “alma” com ranhuras por onde circula um sistema de refrigeração à água com um revestimento metálico usualmente conhecido como “camisa de cilindro”. Ao passar pelo injetor, o metal líquido entra em contato com o cilindro inferior, devido à ação da gravidade, solidificando ao longo dos cilindros rotativos como podemos observar na Figura 17.

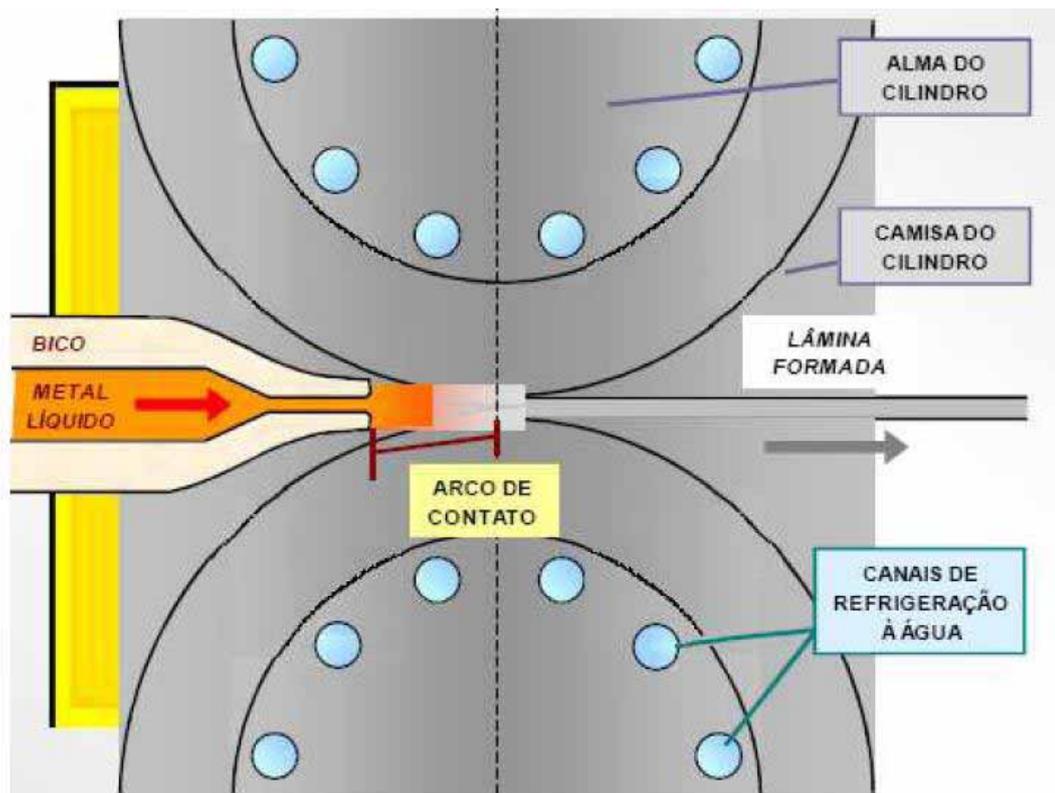


Figura 17 - Esquema ampliado da área de contato do metal líquido com o cilindro refrigerado (GODINHO, 2004).

Devido as altas taxas de resfriamento, a chapa formada apresenta no centro a formação de segregações de intermetálicos primários, que através da própria formação dendrítica do metal no processo de solidificação, faz com que ocorra microsegregações que podem prejudicar processos subsequentes como laminações. A solidificação do alumínio proporcionada pelos cilindros produz uma microestrutura com grãos alongados no sentido da laminação na superfície da chapa produzida. As chapas possuem como característica microestrutural um grão fino com partículas intermetálicas distribuídas em uma estrutura central composta por discordâncias causadas pela laminação dos cilindros.

Após a laminação, a chapa produzida é então bobinada até um peso ou diâmetro da bobina desejado sendo então, encaminhando para outros processos, como a laminação ou direto para clientes que necessitam de um produto mais bruto.

## 4 MATERIAS E MÉTODOS

### 4.1 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras da liga AA8011 analisadas nesse trabalho foram colhidas de lotes de produção normais processados pela Companhia Brasileira de Alumínio – CBA em equipamentos fabricados pela Pechiney. A liga AA8011 pertence a série 8xxx e sua composição química nominal é especificada pela ASTM conforme a tabela 2.

Tabela 2 - Composição química em % conforme a ASTM.

LIGA	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Outros <sub>máx</sub>
<b>8011</b>	0,50-0,9	0,6-1,0	0,10	0,20	0,05	0,05	-	0,10	0,08	0,15

Afim de garantir que as amostras representativas dos lotes, foram destacadas algumas partes iniciais de cada bobina (cerca de duas voltas iniciais da bobina de cada lote) para garantir maior estabilização do processo. Cada amostra retirada é composta por três pontos: região central da chapa, lateral operador e lateral máquina. Esses três pontos permitem uma melhor avaliação da microestrutura ao longo da seção transversal da chapa produzida para cada amostra.

### 4.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química de cada amostra foi determinada através da retira de uma amostra de cada lote no início do processo. Essas amostras tiveram sua superfície preparada com lixa de carbetto de silício até a grana de 400 e analisadas em um espectrômetro de emissão óptica da marca ARL modelo 3460 instalado no laboratório da Companhia Brasileira de Alumínio - CBA.

As amostras foram classificadas e organizadas conforme a tabela 3, sempre dentro da liga AA8011 determinada pela ASTM.

### 4.3 MICROSCOPIA ÓPTICA

As amostras foram cortadas com dimensões de face 15 x 15mm e profundidade na espessura total da amostra. Após embutidas, as amostras foram lixadas com diferentes granulometrias (320, 400, 600, 1000) e polidas com pasta de diamante ( $6,3\mu\text{m}$ ). Em seguida, as amostras foram atacadas com uma solução de HF com concentração de 0,5% por cerca de 25s em imersão a frio. Essa análise possibilitou a observação da morfologia e distribuição de precipitados das amostras.

As imagens foram obtidas na direção transversal e longitudinal no sentido de laminação conforme o ilustrado na Figura 18.

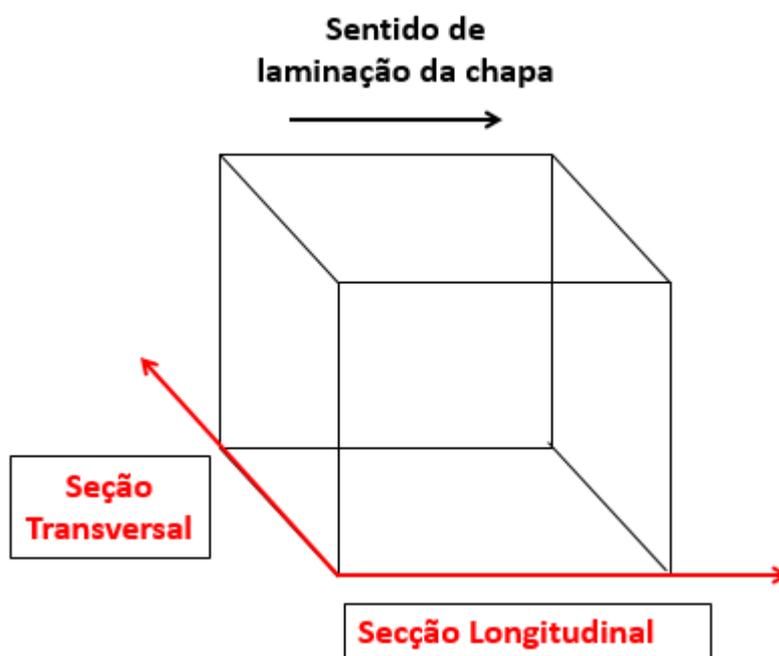


Figura 18 - Definição do sentido de caracterização das amostras para análise metalográfica.

Para análise das imagens foi utilizado o microscópio óptico instalado no laboratório da Companhia Brasileira de Alumínio – CBA.

### 4.4 MICROSCOPIA ÓPTICA COM LUZ POLARIZADA

A microscopia óptica com luz polarizada foi utilizada para observação da estrutura dos grãos formados na chapa. Para as imagens analisadas com luz polarizadas foram adotados os mesmos procedimentos de preparação da microscopia óptica descrita

anteriormente. Após o polimento as amostras foram anodizadas para revelar a estrutura dos grãos sob luz polarizada.

Esse ataque promove a deposição de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  na superfície dos grãos, pois em materiais policristalinos, a espessura do filme formado depende da orientação cristalográfica do grão revelando os grãos formados na chapa (SOUZA, 2012). Quando analisado através de luz polarizada, utilizando filtros apropriados, foi possível captar imagens de grãos coloridos. Desta forma, os grãos que possuíam a mesma orientação tendem a apresentar as mesmas cores, facilitando na caracterização da amostra.

#### 4.5 MACROGRAFIA

Para medição do tamanho dos tamanhos dos grãos, foi utilizado o método dos quadros comparativo disponível no laboratório da CBA. Para caracterização macrográfica, as amostras foram imersas em uma solução ácida aquosa de ácido clorídrico (HCl), ácido fluorídrico (HF) e ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) em uma proporção de 3:1:1.

As amostras foram retiradas antes da gaiola de laminação a fim de evitar que as análises dos grãos não tivessem sofrido nenhuma deformação ocasionada pela pressão exercida na chapa dos cilindros na gaiola de laminação.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As amostras obtidas para análises de composição química foram retiradas durante o processo de vazamento dentro da especificação da ASTM e foram organizadas conforme a tabela 3 abaixo.

Tabela 3 - Resultados da análise da composição química das amostras obtidas do processo de lingotamento contínuo da liga AA8011.

<b>Amostra</b>	<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Cu</b>	<b>Mn</b>	<b>Mg</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Zn</b>
<b>1</b>	0,6800	0,7800	0,0090	0,0120	0,0000	0,0015	0,0020	0,0050
<b>2</b>	0,6800	0,7900	0,0090	0,0120	0,0000	0,0015	0,0020	0,0030
<b>3</b>	0,6900	0,7900	0,0090	0,0120	0,0000	0,0015	0,0020	0,0030
<b>4</b>	0,7100	0,7900	0,0060	0,0100	0,0000	0,0009	0,0010	0,0020
<b>5</b>	0,7000	0,7700	0,0060	0,0100	0,0000	0,0008	0,0010	0,0020
<b>6</b>	0,6400	0,7100	0,0080	0,0090	0,0000	0,0009	0,0010	0,0020
<b>7</b>	0,6500	0,7900	0,0060	0,0100	0,0000	0,0006	0,0010	0,0030
<b>8</b>	0,7000	0,7300	0,0090	0,0080	0,0000	0,0006	0,0010	0,0030
<b>9</b>	0,7100	0,7000	0,0090	0,0080	0,0000	0,0006	0,0010	0,0030
<b>10</b>	0,6900	0,7800	0,0070	0,0120	0,0000	0,0009	0,0010	0,0030
<b>11</b>	0,6900	0,8200	0,0070	0,0120	0,0000	0,0010	0,0010	0,0030
<b>12</b>	0,6700	0,7900	0,0080	0,0130	0,0000	0,0012	0,0010	0,0040

Todas as amostras obtidas no processo de lingotamento contínuo possuem composição nos padrões adotados pela ASTM para a liga AA8011.

## 5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As figuras a seguir representam as micrografias das amostras obtidas no processo de lingotamento contínuo em seu estado bruto de fusão após a laminação do processo. As amostras foram retiradas no início de vazamento de cada bobina produzida e divididas em três pontos: lateral de acionamento, centro e lateral operador.

Foram retiradas duas amostras para cada velocidade de adição de refinador AlTi5%B1% e duas amostras comparativas sem a adição do refinador de grão. A tabela 4 ilustra como foram separadas.

Tabela 4 - Taxas de adição de refinador de grão das amostras analisadas.

<b>Amostra</b>	<b>Taxa de adição de refinador de grão por tonelada</b>
<b>1 e 2</b>	2,40 Kg/T
<b>3 e 4</b>	2,50 Kg/T
<b>5 e 6</b>	2,60 Kg/T
<b>7 e 8</b>	2,70 Kg/T
<b>9 e 10</b>	2,80 Kg/T
<b>11 e 12</b>	Sem adição de refinador de grão

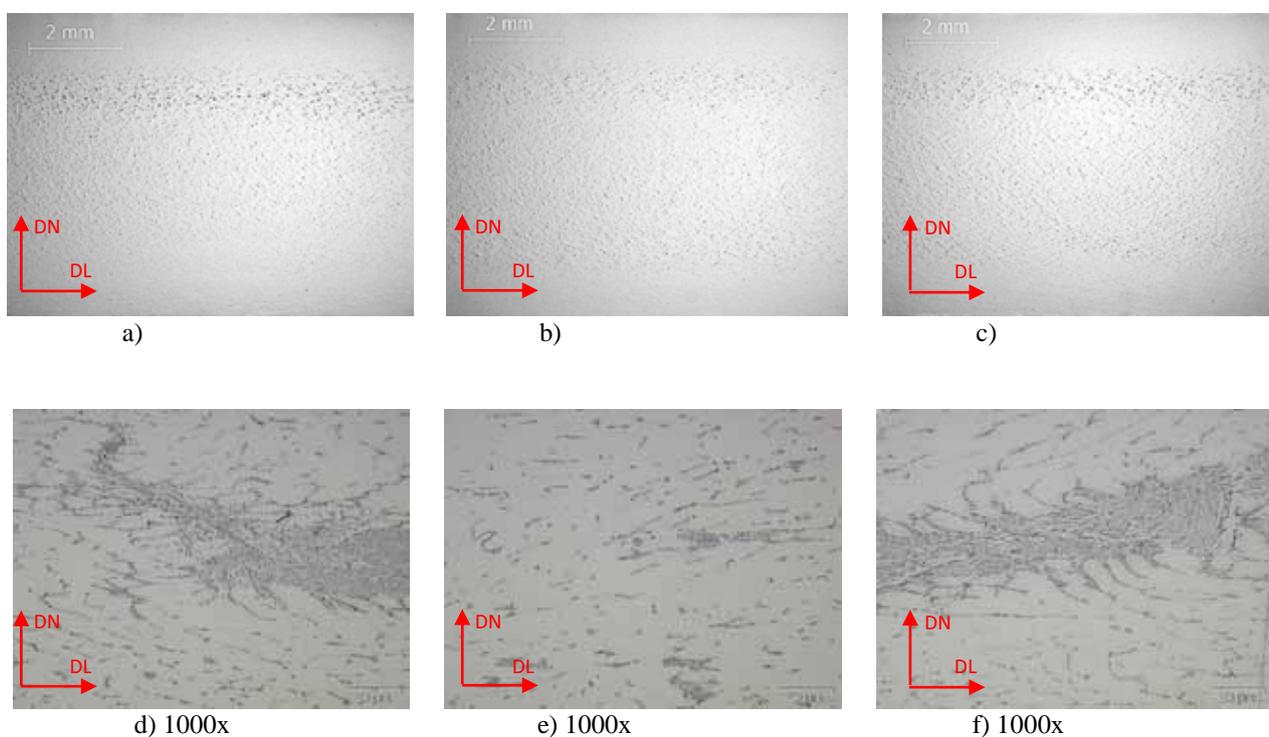


Figura 19 - Micrografia da amostra 1 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x.

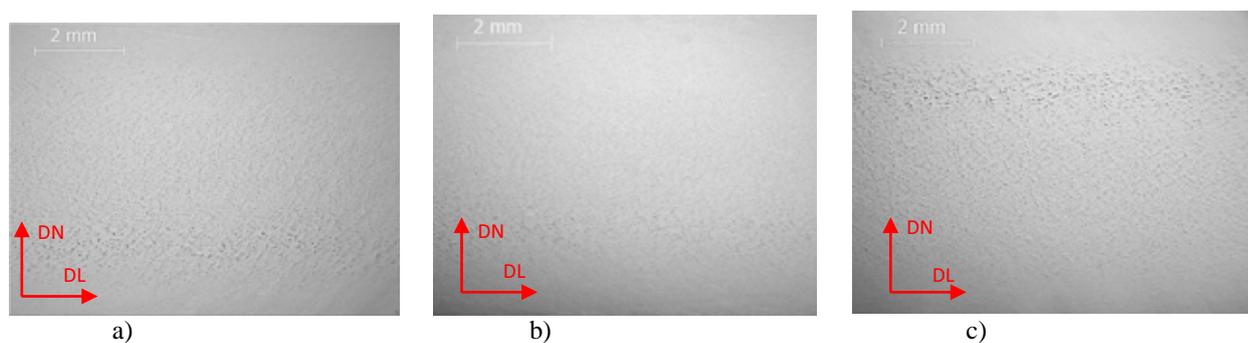


Figura 20 - Micrografia da amostra 2 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

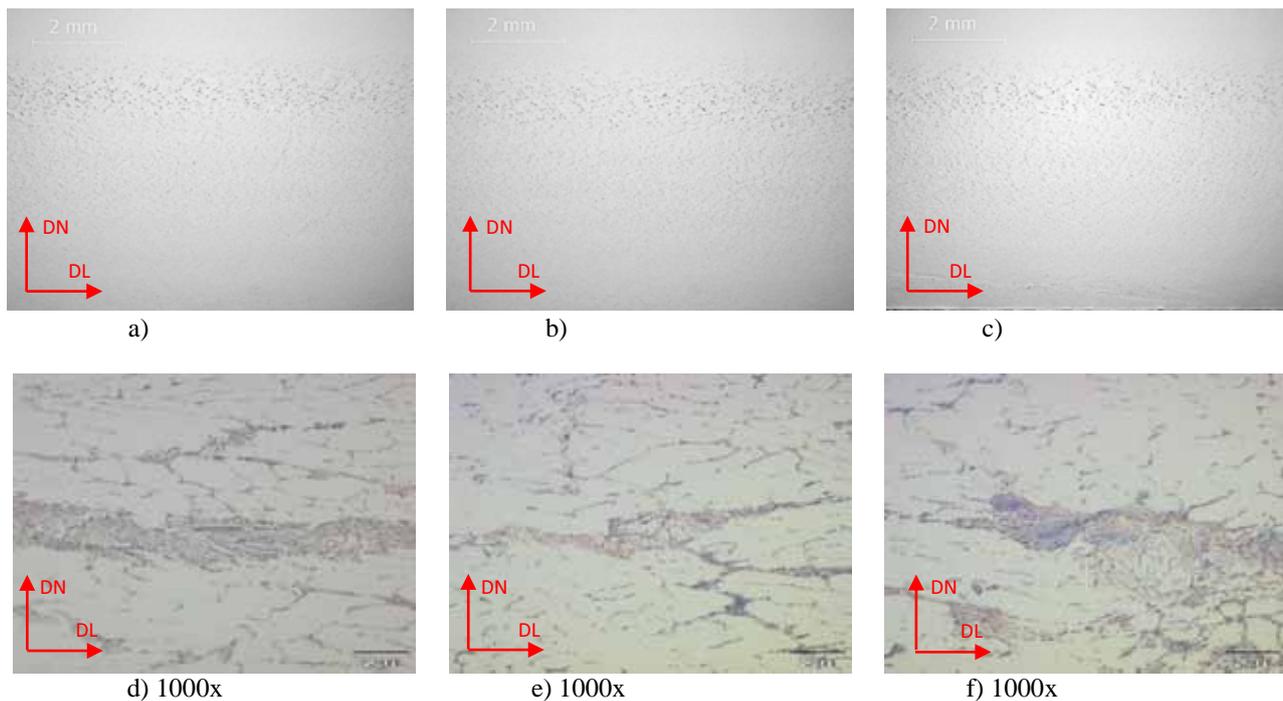


Figura 21 - Micrografia da amostra 3 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x.

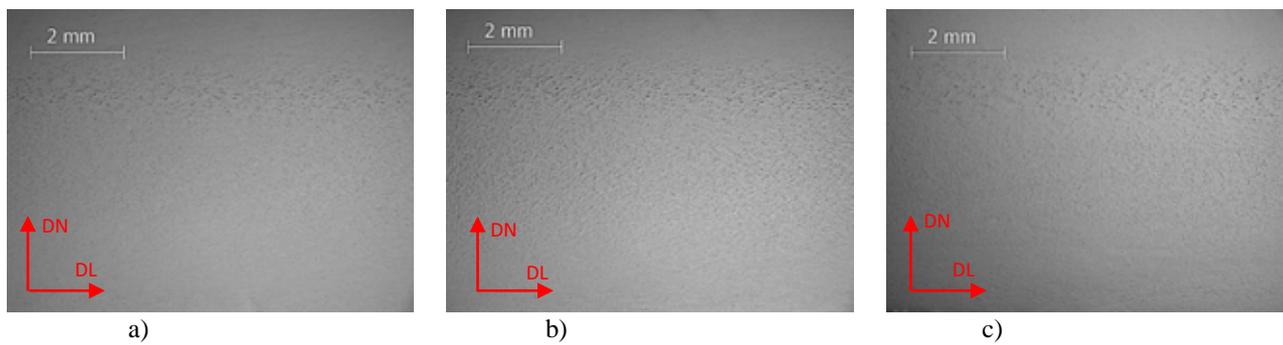
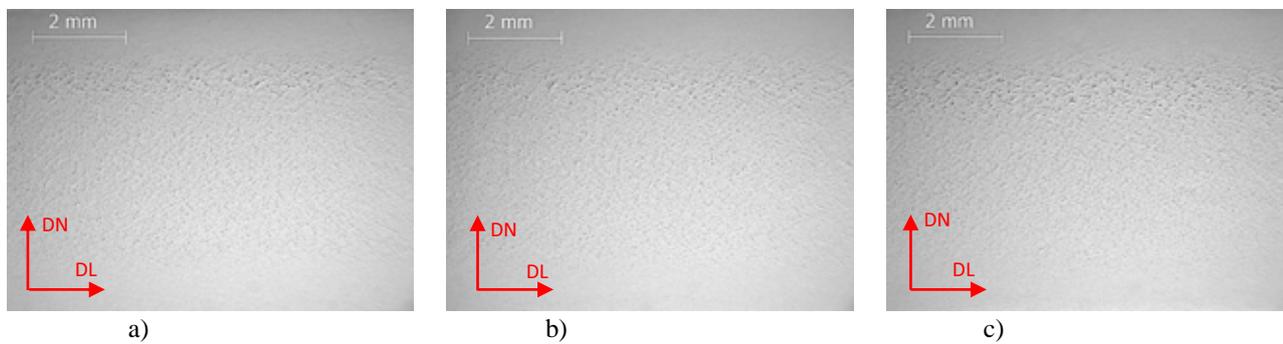
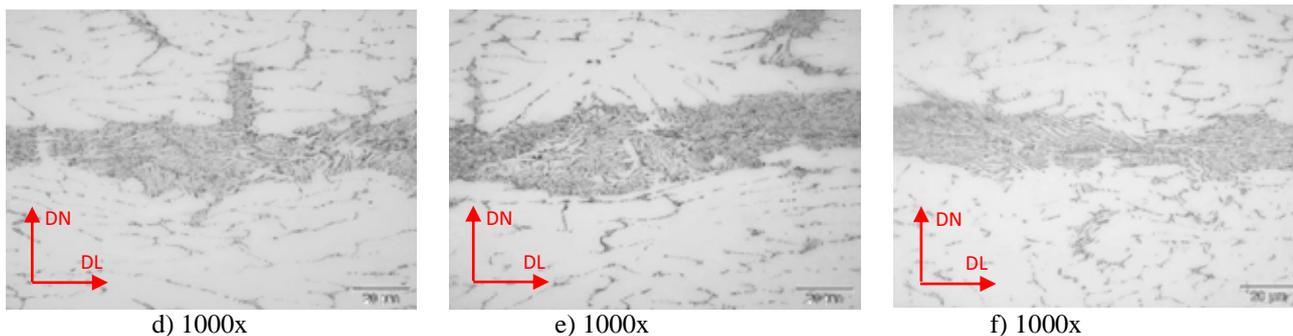
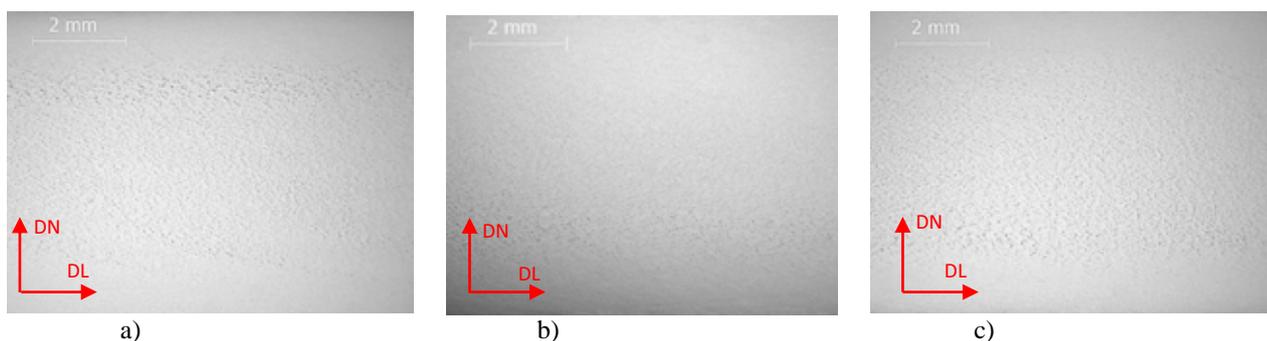


Figura 22 - Micrografia da amostra 4 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

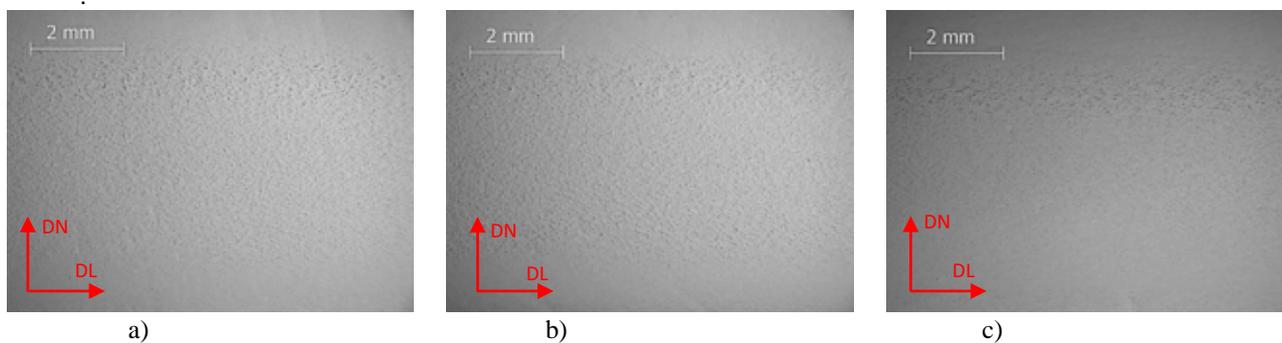




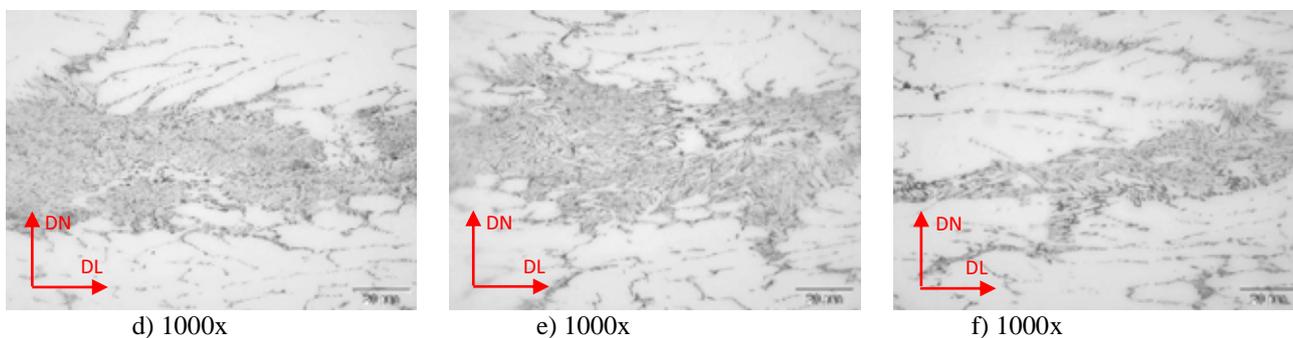
d) 1000x e) 1000x f) 1000x  
 Figura 23 - Micrografia da amostra 5 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x.



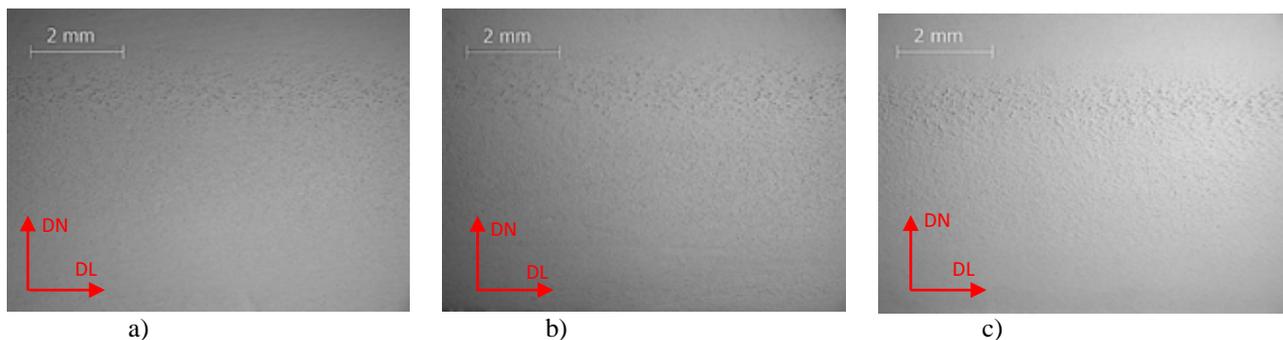
a) b) c)  
 Figura 24 - Micrografia da amostra 6 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.



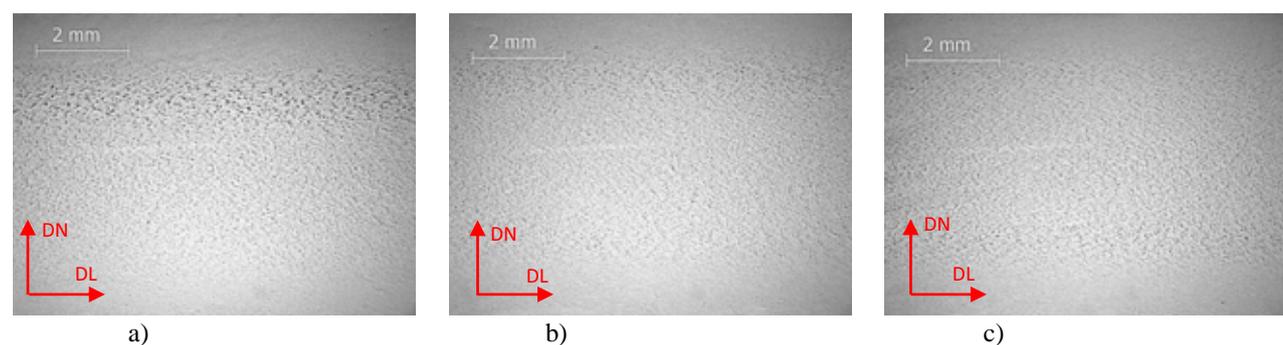
a) b) c)



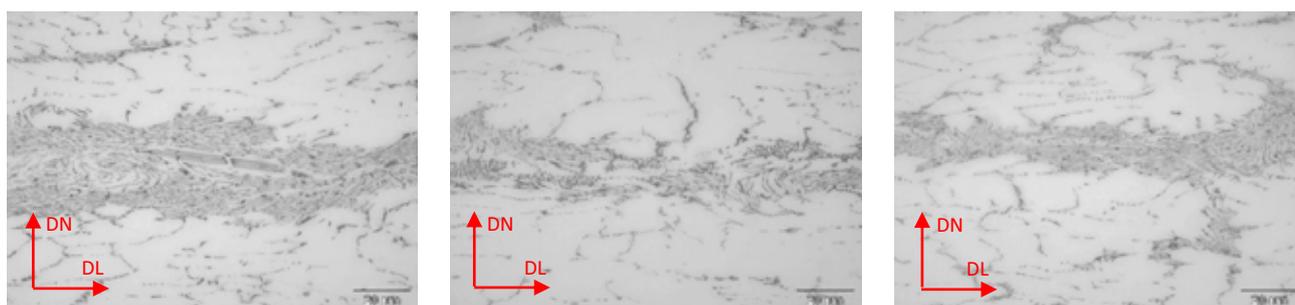
d) 1000x e) 1000x f) 1000x  
 Figura 25 - Micrografia da amostra 7 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x.



a) b) c)  
 Figura 26 - Micrografia da amostra 8 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

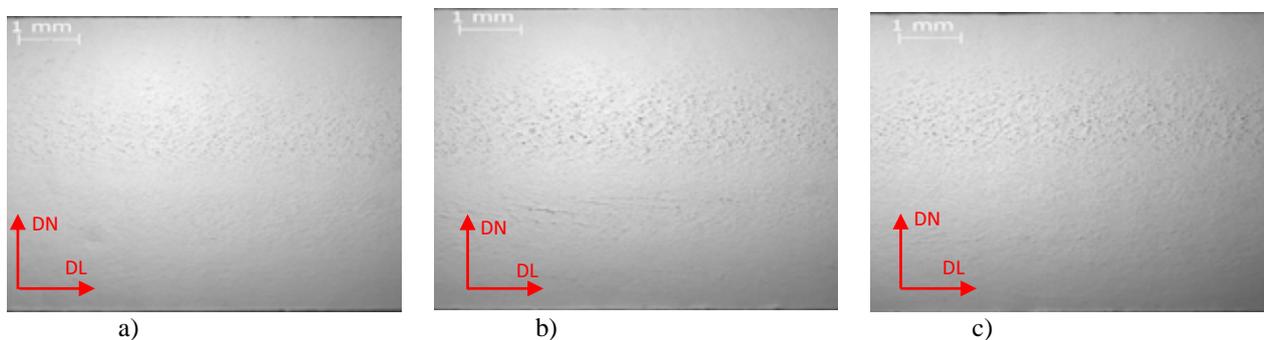


a) b) c)



d) 1000x e) 1000x f) 1000x

Figura 27 - Micrografia da amostra 9 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador; d) lado acionamento 1000x; e) centro 1000x; f) lado operador 1000x.



a) b) c)  
 Figura 28 - Micrografia da amostra 10 mostrando a distribuição de precipitados no sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

As imagens analisadas nesse capítulo representam a caracterização microestrutural das amostras com diferentes taxas de adição de refinador de grão. Nota-

se a presença de alguns precipitados finos bem distribuídos na superfície da chapa como podemos observar pelas imagens. Já na região central, observa-se a presença de precipitados maiores com estrutura conhecida como “escrita chinesa”. Essa distribuição diferente ao longo da espessura das amostras obtidas por lingotamento contínuo ocorre devido à alta taxa de solidificação da chapa que entra em contato com o cilindro de aço refrigerado a água. Através dessa alta taxa de resfriamento, a superfície sofre um resfriamento rápido com grande quantidade de elementos em solução sólida e presença de intermetálicos finos. Já na parte central, a taxa de solidificação é menor, promovendo um maior tempo de precipitação formando uma estrutura mais grosseira. A formação desses precipitados pode ser administrada através do controle de alguns parâmetros de vazamento como: velocidade de produção, temperatura do metal na bacia de vazamento, temperatura da água de refrigeração do cilindro e distância entre a frente de solidificação e o ponto de contato com o cilindro. No caso dessas amostras, essas medidas foram acompanhadas dentro dos parâmetros de vazamento a fim de obter uma estrutura onde a influência maior fosse da taxa de adição do refinador de grão.

### 5.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL SOB LUZ POLARIZADA

As micrografias sob luz polarizadas caracterizam as amostras ao longo de toda sua espessura, mostrando a distribuição dos grãos da liga AA8011 produzida no processo de lingotamento contínuo. As amostras foram analisadas nos três pontos conforme as figuras a seguir.

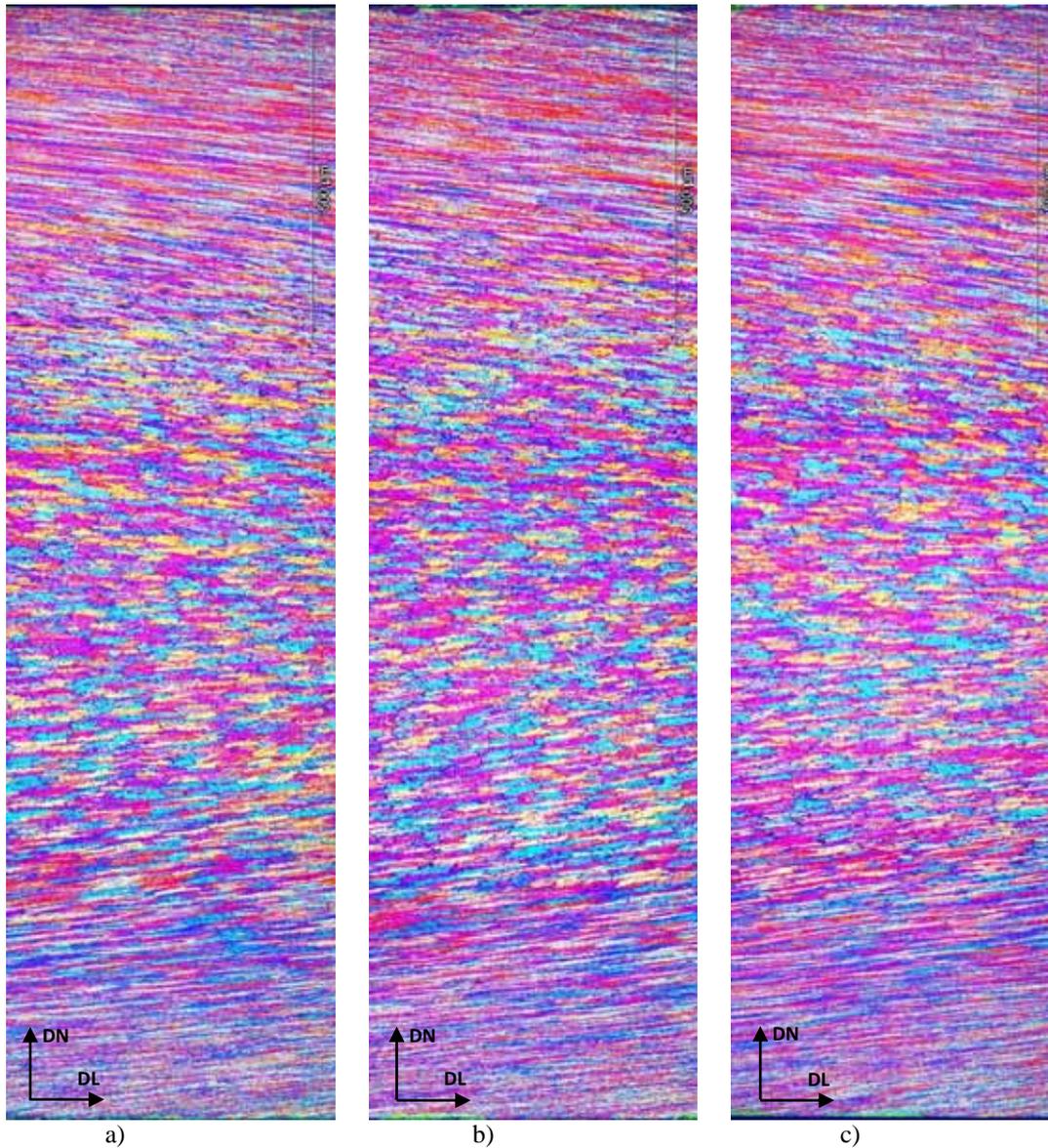


Figura 29 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 1 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

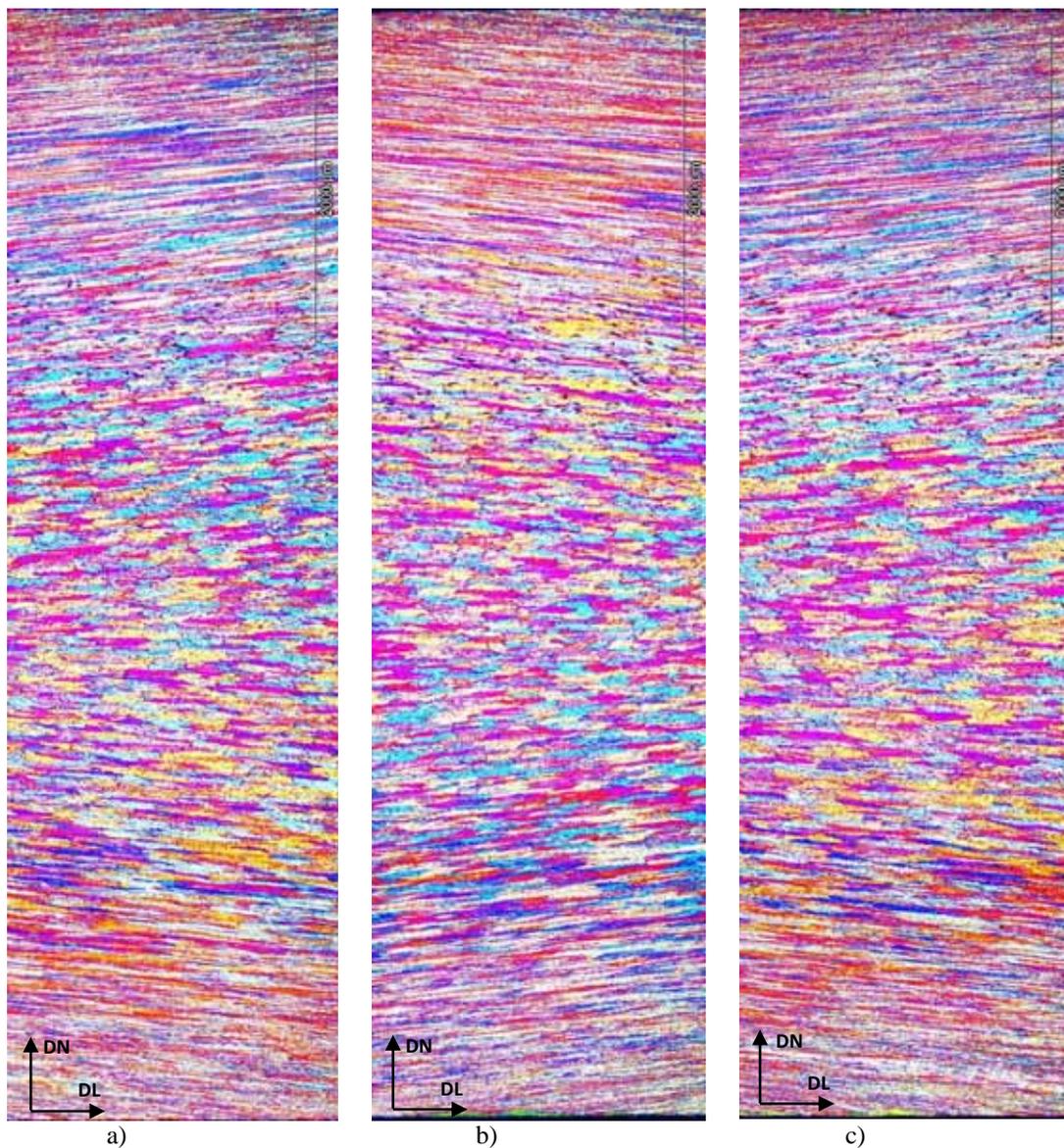


Figura 30 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 3 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

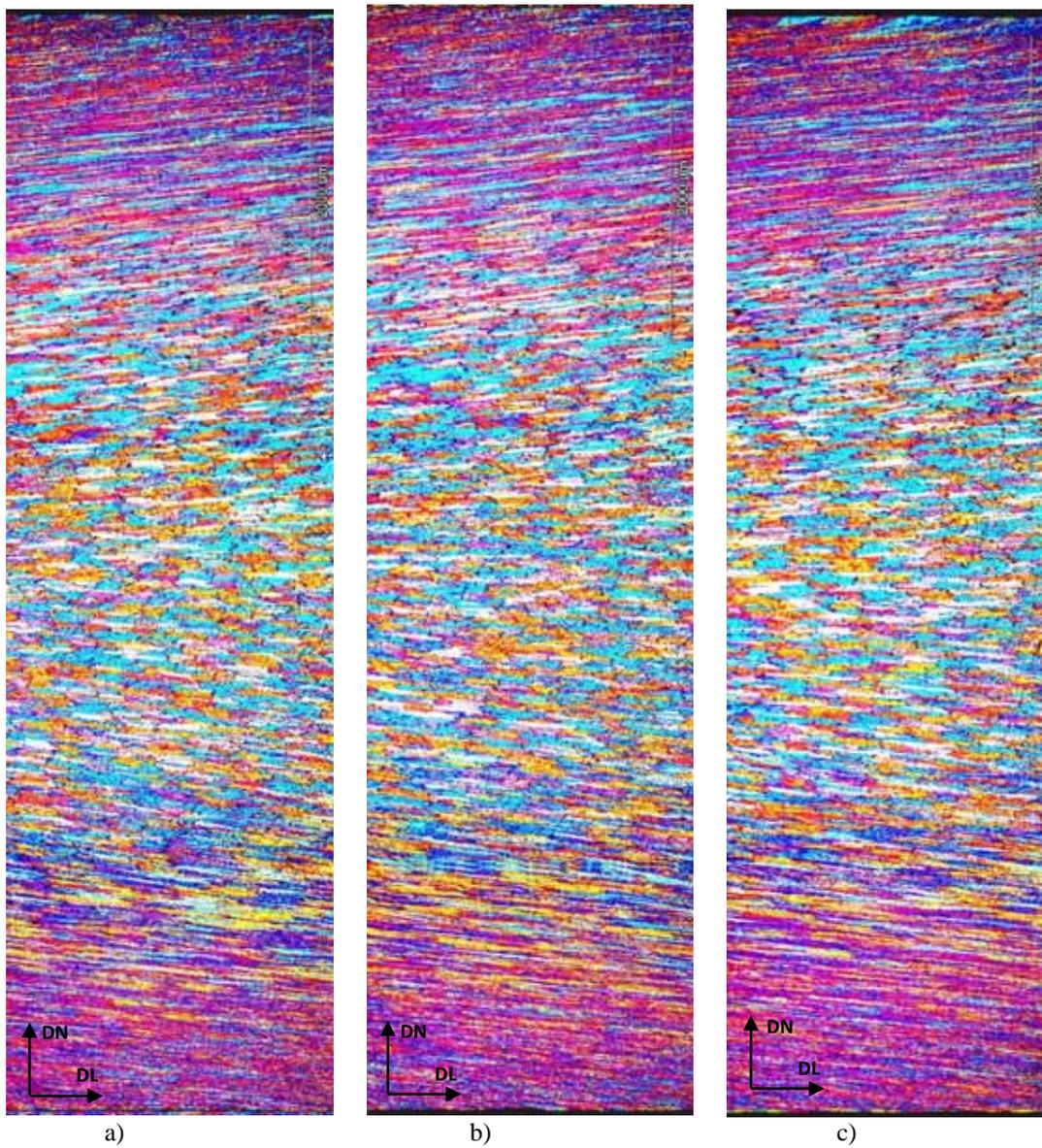


Figura 31 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 5 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

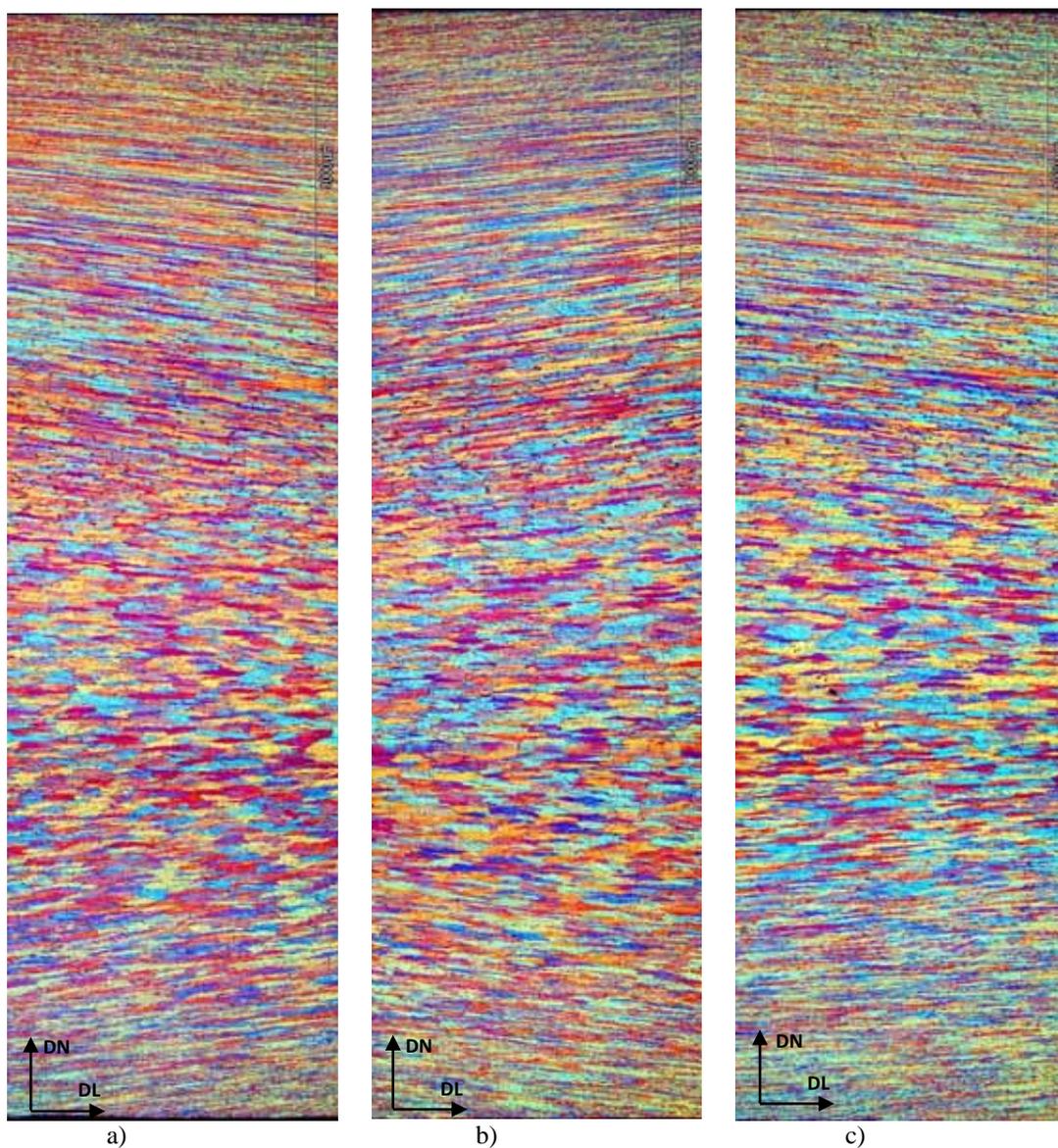


Figura 32 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 7 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

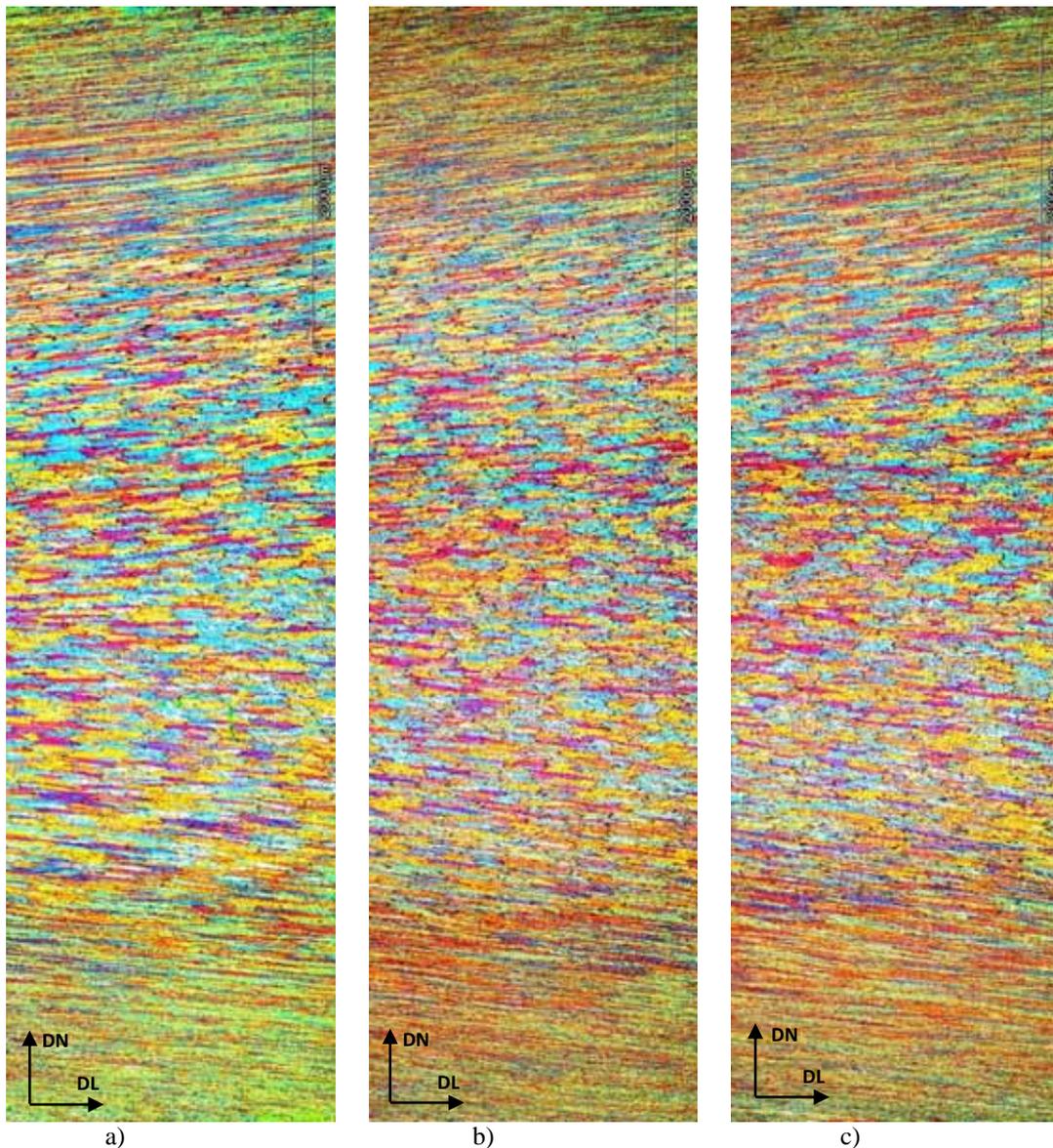


Figura 33 - Micrografia sob luz polarizada da amostra 9 mostrando a distribuição dos grãos ao longo da espessura da chapa sentido longitudinal: a) lado acionamento; b) centro; c) lado operador.

Pode-se observar que as amostras sob luz polarizadas obtidas no processo de lingotamento contínuo apresenta uma de grão mais alongadas na região superficial se comparados com as regiões centrais. Essa diferença entre as regiões se dá pela deformação ocorrida no contato entre os cilindros e a chapa, já que os mesmos estão sob altas pressões para promover a laminação proporcionando os grãos mais alongados na região superficial.

### 5.3 CARACTERIZAÇÃO MACROGRÁFICA

As amostras para caracterização macrográfica foram retiradas de acordo com cada velocidade de refinador de grão de acordo com a tabela 5 e caracterizada pelo método comparativo de avaliação do tamanho médio de grão.

Tabela 5 - Diâmetro médio das amostras de acordo com a taxa de adição de refinador de grão.

<b>Amostra</b>	<b>Taxa de adição de refinador de grão por tonelada</b>	<b>Tamanho de grão ASTM</b>
<b>1 e 2</b>	2,40 Kg/T	5,0 ± 0,5
<b>3 e 4</b>	2,50 Kg/T	5,0 ± 0,5
<b>5 e 6</b>	2,60 Kg/T	5,5 ± 0,5
<b>7 e 8</b>	2,70 Kg/T	5,5 ± 0,5
<b>9 e 10</b>	2,80 Kg/T	5,5 ± 0,5
<b>11 e 12</b>	Sem adição de refinador de grão	2,5 ± 0,5

Nota-se que há uma pequena variação do tamanho médio de grão entre as taxas de adição de refinador de grão entre as amostras conforme podemos observar na Figura 33.

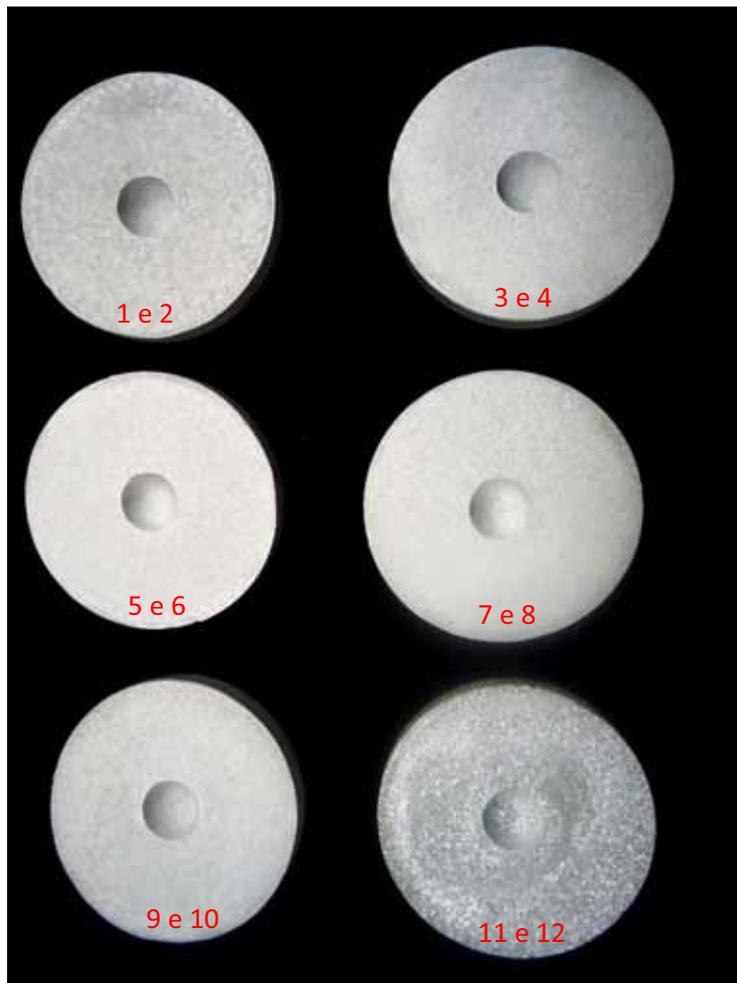


Figura 34 - Imagem das amostras atacadas com solução ácida (HNO<sub>3</sub>, HF e HC).

Se comparada com a amostra sem a adição de refinador de grão, a diferença é bem maior, apesar do ferro e silício também atuarem como agentes nucleantes proporcionando uma microestrutura refinada. Esses dois elementos não são suficientes para proporcionar uma microestrutura muito refinada para algumas aplicações da liga AA8011. A Figura 34 apresenta as imagens das amostras de acordo com a taxa de adição evidenciando a diferença entre a taxa de adição com a amostra sem adição de refinador.



a) Taxa de adição de 2,80 Kg/T

b) Sem adição de refinador

Figura 35 - Imagens comparativas das amostras com adição de refinador e sem adição de refinador.

## 6 CONCLUSÃO

A composição química nas amostras obtidas no processo de lingotamento contínuo (TRC) apresentou uma variação pouco significativa entre as amostras. Foram observadas diferenças microestruturais significativas entre ambas as superfícies e o centro da chapa. As microestruturas das amostras apresentaram regiões de segregação de intermetálicos finos se comparados com as segregações intermetálicas no centro da amostra. As segregações centrais apresentam formações de lamelas conhecidas como “escrita chinesa”. As diferenças microestruturais entre as superfícies e o centro das amostras produzidas por lingotamento contínuo ocorreram devido as altas taxas de solidificação da chapa em contato com os cilindros refrigerados durante o próprio processo. Essas altas taxas de solidificação nas superfícies provocam uma grande quantidade de elementos em solução sólida e uma estrutura com presença de intermetálicos finos nas superfícies das amostras. Já no centro, as taxas de solidificação são menores proporcionando maior tempo de precipitação formando estruturas com precipitados mais grosseiros. Nota-se também que em relação as taxas de adição de refinador de grão, as amostras apresentam pouquíssima variação tornando-se imperceptível as alterações em relação as taxas de adição nesse intervalo analisado.

As estruturas granulares das amostras analisadas não apresentaram diferenças significativas entre o intervalo de variação na taxa de adição de refinador de grão, as amostras apresentaram uma estrutura com grãos alongados nas superfícies e grãos mais homogêneos nas faixas centrais. Essa diferença dos grãos alongados ocorre devido a pressão exercida dos cilindros na chapa durante a solidificação proporcionando uma

estrutura granular alongada no sentido de laminação. Quando comparadas macroscopicamente após o ataque químico, as amostras possuem uma pequena diferença entre as taxas de adição ao serem comparadas ao quadro de tamanho de grão. Se analisarmos as amostras com relação as amostras sem adição de refinador, podemos observar uma mudança significativa evidenciando a necessidade de adição para algumas aplicações de liga AA8011. Apesar de o ferro e o silício atuarem também como refinador de grão juntamente com os outros elementos, a nucleação não é suficiente para algumas aplicações da liga como folhas extra finas, onde é necessário um maior refino de grão para atender as especificações exigidas.

## REFERÊNCIAS

ADORNO, Marcos Eduardo T. **Simulação do processo de solidificação na etapa de resfriamento primário do lingotamento contínuo de metais.** 1982. 143 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

ARENARE, Diego de Souza. **Caracterização de amostras de bauxita visando a aplicação de métodos de concentração gravítica.** 2008. 148 f. Tese (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. Disponível em <[www.abal.irg.br](http://www.abal.irg.br)> Acesso em: 27 out. 2014.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** 5. ed. São Paulo: LTC, 2002. 589 p.

COMPANHIA BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. Disponível em <[www.vmetais.com.br](http://www.vmetais.com.br)> Acesso em: 27 julho 2014.

CUPINI, Nivaldo Lemos. **Desenvolvimento de um processo para refino de grão do alumínio fundido baseado na aplicação de recobrimentos voláteis a interface metal/molde.** 1978. 237 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

ESCOBAR, Eduardo Marchioni. **Determinação Simultânea, em Linha, da Concentração de Soda Cáustica e de Alumina em Solução de Aluminato de Sódio do Processo Bayer de Produção de Óxido de Alumínio.** 2004. 75 f. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

FERRARINI, Cleyton Fernandes. **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray.** 2005. 130 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2014.

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

GOULART, Pedro Roberto. **Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas**. 2010. 178 f. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

JOHANSEN, Herbert Duchatsch. **Proteção contra a corrosão de ligas de alumínio com recobrimento à base de cério e polímero condutor**. 2013. 111 f. Tese (Doutorado) - Universidade de Coimbra, São Carlos, 2014.

MAITRA, T.; GUPTA, S.p. **Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system: Part II**. Materials Characterization, Kampur, v. 1, n. 49, p.293-311, dez. 2002.

MARTINS, Juliana de Paula. **Caracterização da liga comercial de alumínio 3003 produzida por fundição contínua de chapas (twin roll caster) - microestrutura**. Revista Escola de Minas, Ouro Preto, v. 4, n. 59, p.427-431, out. 2006.

OLIVEIRA, Ana Sofia C. M. D'. **Seleção de Materiais: Solidificação** Curitiba: visual, 2009. 17 slides.

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)**. 2009. 84 f. Tese (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2014.

MOURA, Alan Rabelo de Souza; FERREIRA, Emílio Henrique Ferreira e; FUKUSHIMA, Felipe Kiyoshi. **Processo de obtenção do alumínio**. 2008. 33 f. Tese (Trabalho de Conclusão de Curso) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2014.

OSÓRIO, Wislei Riuper Ramos. **Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Zn**. 2000. 199 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

OSÓRIO, W.R; GARCIA, A; PEIXOTO, L.C. **Efeitos da agitação mecânica e de adição de refinador de grão na microestrutura e propriedade mecânica de fundidos da liga Al-Sn**. Revista Matéria, v. 14, n. 3, pp. 906 – 917, 2009.

OTOMAR, Heber Pires. **Estudo Comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo**. 2010. 151 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais e Metalurgia, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2014.

PAES, Marcelo. **Obtenção e caracterização de novas ligas Al-Si-Mg para tixotomização.** 2004. 138 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

PEREIRA, Armindo Fernando da Silva. **Utilização de ultra-sons para afinamento da microestrutura de ligas de alumínio vazadas em areia.** 2011. 68 f. Tese (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Ninho, Braga, 2014.

RAIA, Maria de Fátima Ribeiro. **Processo produtivo de uso intensivo de energia.** Curitiba: visual, 2012. 20 slides.

RODRIGUES, Jean Robert Pereira. **Efeito da composição nos parâmetros térmicos e estruturais de ligas Al-Mg solidificadas unidirecionalmente.** 2007. 184 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

SCHNEIDER, André Felipe. **Desenvolvimento e validação de uma Metodologia de Análise Eletromagnética de Cubas de Alumínio Utilizando os Pacotes ANSYS 9.0 e ALGOR 12.28.** 2006. 107 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais e Metalurgia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

SOUZA, Fabrício Mendes. **Estudo da microscopia, da textura cristalográfica e da recristalização em chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo da liga de alumínio AA4006.** 2012. 107 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2014.

TORRES, Armando Antônio de Oliveira. **Modelagem do Processo Bayer utilizando o software comercial Aspen Plus.** 2001. 187 f. Tese (Mestrado) - Curso de Engenharia Química, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.