Fight EXEMPLAR CORRESPONDE A	REDAÇÃO FINAL D
TESE DEFENDIDA POR	no Pines
	E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 🎜	3101 12012
0	-
ORIENTADOR	

# UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**Gustavo Peres** 

# Avaliação da Tixoconformabilidade de Ligas Al - Xwt%Si - 5wt%Zn

Campinas, 2012

20/2012

**Gustavo** Peres

# Avaliação da Tixoconformabilidade de Ligas Al - Xwt%Si - 5wt%Zn

Dissertação apresentada ao Curso de Mestrado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Eugenio José Zoqui

Campinas 2012

### FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

٦

P415a	Peres, Gustavo Avaliação da tixoconformabilidade de ligas Al-Xwt%Si- 5wt%Zn / Gustavo PeresCampinas, SP: [s.n.], 2012.
	Orientador: Eugenio José Zoqui. Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.
	1. Ligas de alumínio. 2. Alumínio. 3. Fundição. 4. Tratamento térmico. 5. Reologia. I. Zoqui, Eugenio José. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Evaluation of thixoformability of Al-Xwt%Si-5wt%Zn Alloys Palavras-chave em Inglês: Aluminum alloys, Aluminum, Foundry, Heat treatment, Rheology Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica Banca examinadora: Andrea Madeira Kliauga, João Baptista Fogagnolo Data da defesa: 23-01-2012 Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

# UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

# Avaliação da Tixoconformabilidade de Ligas Al - Xwt%Si - 5wt%Zn

Autor: Gustavo Peres Orientador: Eugenio José Zoqui

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação.

Prof. Dr. Eugenio José Zoqui, Presidente UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas

Profa. Dra. Andrea Madeira Kliauga UFSCar/Universidade Federal de São Carlos

Prof. Ør. João Baptista Fogagnolo UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas

Campinas, 23 de Janeiro de 2012.

Dedico este trabalho a todos os engenheiros que praticam a engenharia de forma consciente, respeitando o planeta e o bem estar social acima de seus interesses pessoais.

### Agradecimentos

Presto aqui minha homenagem às diversas pessoas sem as quais esse trabalho não poderia ser realizado:

Aos meus pais, Solange e Sidney, por acreditarem em minha capacidade e investirem em meu potencial, estando sempre ao meu lado nos momentos decisivos de minha vida.

A Bia, por sempre exigir dedicação e por servir de porto seguro nos momentos de dúvidas de minha trajetória.

Ao meu orientador, José Zoqui, pelo convite, paciência e ajuda na realização do trabalho.

Aos amigos(as) e companheiros(as) de projeto, Vanderlei, Claudiomiro, Liah e Bruna pela dedicação e empenho para realização do projeto e pela ajuda na realização do processo experimental.

A UNICAMP por sua estrutura e aos professores que contribuíram para o ganho de conhecimento, essencial para o desenvolvimento do projeto.

A CAPES, pela concessão da bolsa de estudos, sem a qual o trabalho não poderia ser realizado.

Ao Grupo Schaeffler pelo incentivo à capacitação de seus colaboradores e por acreditar que a pesquisa e inovação acadêmica devem fazer parte do dia a dia de uma grande corporação.

" Os filósofos se limitaram a interpretar o mundo de diversas maneiras; o que importa é modifica-lo"

(Karl Marx)

### Resumo

O presente projeto avaliou a tixoconformabilidade de ligas a base de Al-Si-Zn, tendo em vista sua aplicação em escala industrial no que tange a processos de tixoconformação, ou seja, processos que envolvam sua conformação no estado semi-sólido. Para tal objetivo as ligas foram preparas e produzidas em laboratório, fixando-se sua composição química em 5% (em massa) de zinco e variando-se a massa de silício em 3%, 4%, 5% e 6%. Para a produção desse material foi utilizada matriz apresentando agitação eletromagnética em seu interior, visando à agitação da matéria-prima desde seu estado fundido até sua solidificação. Após a produção das matériasprimas, estas foram reaquecidas a temperatura semi-sólida utilizando-se como base dois valores, 45% e 60% de fração sólida e estabilizadas a essas temperaturas durante tempos de 0, 30, 90 e 210 segundos. Após o reaquecimento parte da amostras foram resfriadas rapidamente em água para "congelamento" da microestrutura e posterior análise metalográfica, já outra parte das amostras foram submetidas a ensaios de compressão a quente para avaliação de sua viscosidade. Como resultado final observou-se que as ligas apresentaram pouca variação de propriedades, seja tamanho de grão ou viscosidade, para todas as condições estudadas porém, a liga Al-5wt%Si-5wt%Zn (45% de fração sólida, 30 à 90 segundos de globularização) apresentou uma viscosidade um pouco mais baixa em comparação com as demais condições analisadas, sendo a liga com maior potencial de aplicação em processos de tixoconformação em larga escala. Além disso, a baixa variação de viscosidade observada entre as diversas configurações estudadas é outro ponto de favorecimento a aplicação dessas ligas em reofundição, dada a baixa necessidade de controle preciso de parâmetros como temperatura de fração sólida ou tempo de globularização para conformação, o que é desejável em processos industriais.

Palavras chave: Semi-sólido; Tixoconformação; Ligas Al-Si-Zn.

### Abstract

The present project evaluated the thixoformability of Al-Si-Zn alloys, in order to verify their industrial application range in process of thixoforming, it means, processes that use forming at semi-solid state. To achieve this goal the alloys were prepared and produced in laboratory, fixing their chemical composition in 5% (in mass) of zinc and varying the mass of silicon in 3%, 4%, 5% and 6%. To produce the feedstocks was used matrix presenting electromagnetic stirring to provide the best microstructure to the slurries. After having the castings produced, they were re-heated to semi-solid condition, based on two temperatures, 45% and 60% of solid-fraction of the material, then they were stabilized at such temperatures during times of 0, 30, 90 and 210 seconds. After being re-heated, part of the castings were quenched in water for "freezing" of their microstructure and posterior metallographic analysis, moreover the remaining castings were submitted to hot compress tests to evaluate their viscosity as well. As final result could be observed that all alloys presented a low variation of properties (grain size, viscosity etc), for all the conditions analyzed however, the Al-5wt%Si-5wt%Zn alloy (45% of solid-fraction, 30 to 90 seconds of globularization) presented the lowest viscosity in comparison with the other conditions studied, so this alloy is the one that presents the biggest potential to be applied in thixoforming processes in wide scale. Furthermore, the low level of viscosity variation noticed all over the conditions analyzed is another relevant factor that put these alloys in a good level concerning rheocasting, due to the non-necessity of a rigid control of parameters like solidfraction temperature or globularization time, which is desirable at industrial processes.

Key Words: Semi-solid; Thixoforming; Al-Si-Zn Alloys.

# Lista de llustrações

Figura 2.1 – Modelos teóricos de interação entre partículas durante a deformação de pastas
reofundidas (Adaptado de KIUCHI, 2002)
Figura 2.2 – Representação esquemática da evolução morfológica de estruturas em forma de dendrita, roseta e globular, a partir do aumento da taxa de cisalhamento e turbulência imposta a
solidificação (Adaptado de JI, 2002)16
Figura 2.3 – Mecanismos de <i>Otswald ripening</i> propostos por a) e b) Kattamis e Flemings (KATTAMIS, 1967) e c) Kahlweit (KAHLWEIT, 1968)
Figura 2.4 – Mecanismos de coalescência propostos por a) Kirkwood (KIRKWOOD, 1994) e b) Genda (GENDA, 1987)
Figura 2.5 – Diferentes tecnologias aplicadas à conformação semi-sólida
Figura 2.6 – Componentes aplicados a indústria automobilística, produzidos a partir de processos de reofundição
Figura 3.1 – Representação tridimensional (A) da matriz de vazamento, (B) da camisa da matriz,
(C) do sistema completo e (D) do sistema completo em corte
Figura 3.2 – Desenho de vistas da matriz com respectivas cotas
Figura 3.3 – Posições de medição do campo eletromagnético e valores de intensidade do campo presentes na matriz
Figura 3.4 - Representação esquemática do corpo de prova utilizado para os ensaios de
viscosidade

Figura	3.7	_	Exemplificação	do	processo	de	contagem	de	glóbulos.	Amostra	usada	como
referên	cia: A	٩m	ostra 10 (Tabela	3.6	)	, <b></b> .		•••••				36

Figura 4.1 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-3wt%Si-5wt%Zn... 41

Figura 4.2 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-4wt%Si-5wt%Zn	
	l

Figura 4.3 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-5wt%Si-5wt%Zn... 42

Figura 4.4 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-6wt%Si-5wt%Zn...

Figura 4.9 – Micrografia das ligas fundidas para um aumento de 500x. (A) Al-3wt%Si-5wt%Zn, (B) Al-4wt%Si-5wt%Zn, (C) Al-5wt%Si-5wt%Zn e (D) Al-6wt%Si-5wt%Zn......48

Figura 4.10 – Micrografias da liga Al-3wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 500x......50

Figura 4.11 – Micrografias da liga Al-4wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 500x......51

Figura 4.12 – Micrografias da liga Al-5wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 500x......52

Figura 4.13 – Micrografias da liga Al-6wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 500x......53

Figura 4.15 – Micrografias da liga Al-3wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 100x......56

Figura 4.16 – Micrografias da liga Al-4wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 100x......57

Figura 4.17 – Micrografias da liga Al-5wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 100x......58

Figura 4.18 – Micrografias da liga Al-6wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 100x......59

Figura 4.19 – I	Resultados	individuais	de tamanho	médio d	e glóbulo	dispostos	graficamente	para
comparação en	tre todas as	s ligas e con	dições estud	adas			•••••	61

Figura 4.26 – Exemplo do comportamento viscoso apresentado pelas ligas estudas......74

## Lista de Tabelas

Tabela 2.1 – Classificação das ligas de alumínio de acordo com o elemento de liga e composição química utilizada
Tabela 2.2 – Grau de utilização de ligas de alumínio para a reofundição
Tabela 3.1 – Composição química nominal das ligas a serem produzidas
Tabela 3.2 – Testes de parâmetros para escolha da melhor condição de produção
Tabela 3.3 – Composições químicas das matérias-primas utilizadas para a produção das ligas . 27
Tabela 3.4 – Balanço de massas utilizado para produção das ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn
Tabela 3.5 – Resultado do balanço de massas
Tabela 3.6 – Resumo das características das diferentes amostras utilizadas para a metalografia 
Tabela 4.1 – Temperaturas de vazamento utilizadas para produção das ligas base
Tabela 4.2 – Composição química das amostras da liga Al-3wt%Si-5wt%Zn43
Tabela 4.3 – Composição química das amostras da liga Al-4wt%Si-5wt%Zn43
Tabela 4.4 – Composição química das amostras da liga Al-5wt%Si-5wt%Zn44
Tabela 4.5 – Composição química das amostras da liga Al-6wt%Si-5wt%Zn

Tabela 4.6 – Composição química final para as amostras das ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn
Tabela 4.7 – Temperaturas de 45% e 60% de fração sólida para as ligas produzidas47
Tabela 4.8 – Tamanho médio de glóbulo para todas as ligas e condições estudadas60
Tabela 4.9 – Tamanho médio de grão para todas as ligas e condições estudadas
Tabela 4.10 – Média da circularidade dos glóbulos para todas as liga e condições estudadas 67
Tabela 4.11 – Valores de amplitude máxima de tensão observada nos ensaios de compressão 73
Tabela 4.12 – Valores de amplitude máxima de viscosidade e viscosidade média observada nos ensaios de compressão
Tabela 4.13 – Ligas com menores valores de viscosidade aparente média

### Lista de Abreviaturas e Siglas

### Letras Latinas A – Quantidade de liga A356. [g] $[mm^2]$ $A_{\alpha}$ – Área da partícula primária $[m^2]$ $A_r$ – Área da seção transversal do corpo de prova para ensaio de compressão a quente **B** – Quantidade de Al\_cp. [g] **C** – Quantidade de Zn\_cp. [g] F – Força [N] $H_0$ – Altura inicial do corpo de prova para o ensaio de compressão a quente [m] H – Altura do corpo de prova em um instante t para o ensaio de compressão a quente [m] $\mathbf{P}_{\alpha}$ – Perímetro da partícula primária [mm] t – Tempo [s] $[m^3]$ V – Volume do corpo de prova no ensaio de compressão a quente **X** – Porcentagem de silício em relação ao peso total da liga (3, 4, 5 ou 6). Y – Massa total de silício no balanço de massas. [g] z – Surface Factor ou Fator de Superfície

### Letras Gregas

Lettus Oregus	
$\delta H$ – Variação da altura do corpo de prova para ensaio de compressão a quente	
$\delta t$ – Variação do tempo em ensaio de compressão a quente	
$\epsilon$ – Deformação de engenharia	[%]
$\gamma$ – Taxa de cisalhamento para ensaio de compressão a quente	[s <sup>-1</sup> ]
$\mu$ – Viscosidade aparente	[Pa.s]
$\sigma$ – Tensão	[Pa]

### Abraviações

Al\_cp – Alumínio Comercialmente Puro.

A356 – Liga de Alumínio A356.

A357 – Liga de Alumínio A357.

DEF – Departamento de Engenharia de Fabricação.

**DEMA** – Departamento de Engenharia de Materiais.

FEM – Faculdade de Engenharia Mecânica.

HBF<sub>4</sub> – Ácido Fluorbórico.

HF – Ácido Fluorídrico.

SF – Shape Factor ou Fator de Forma

**UNICAMP** – Universidade Estadual de Campinas.

**Zn\_cp** – Zinco Comercialmente Puro.

### Siglas

Al – Alumínio.

 $\mathbf{B}$  – Boro.

 $\mathbf{Cu}$  – Cobre.

Fe – Ferro.

Mg – Magnésio

Mn – Manganês

Si – Silício

 $\mathbf{Sn}$  – Estanho

Ti – Titânio

Zn – Zinco.

# Sumário

1 INTRODUÇÃO01
1.1 Objetivos
1.2 Justificativa
1.3 Organização
2 REVISÃO DA LITERATURA
2.1 Alumínio e Suas Ligas
2.2 Ligas Alumínio-Silício
2.3 Ligas Alumínio-Zinco07
2.4 Ligas Alumínio-Silício-Zinco
2.5 Definição de Reofundição
2.6 Características Morfológicas de Estruturas Reofundidas
2.7 Características Reológicas de Estruturas Reofundidas10
2.8 Caracterização Morfológica de Estruturas Reofundidas11
2.9 Caracterização Reológica de Estruturas Reofundidas
2.10 Processos de Obtenção da Matéria-Prima
2.11 Agitação Eletromagnética
2.12 Tixoconformação / Tixoinjeção19
2.13 Produtos Obtidos por Processos de Tixoconformação / Tixoinjeção
3 MATERIAIS E MÉTODOS
3.1 Parâmetros Iniciais
3.2 Produção da Matéria-Prima

3.3 Análise de Composição Química
3.4 Análise de Viscosidade
3.5 Análise Microestrutural
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES
4.1 Temperatura de Vazamento para Produção das Ligas40
4.2 Composição Química das Ligas Produzidas43
4.3 Temperaturas de 45% e 60% de Fração Sólida para as Ligas
4.4 Análise Metalográfica Convencional47
4.5 Análise Metalográfica por Polarização de Imagem54
4.6 Contagem de Glóbulos
4.7 Contagem de Grãos63
4.8 Fator de Forma – Circularidade
4.9 Reologia
4.9.1 Ensaios de Compressão a Quente – Tensão x Deformação71
4.9.2 Ensaios de Compressão a Quente – Viscosidade Aparente x Taxa de Cisalhamento
5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS
REFERÊNCIAS

# 1 INTRODUÇÃO

A crescente necessidade de redução de custos nas industriais e a concomitante manutenção da qualidade dos produtos finais têm convergido para o surgimento de técnicas que visam o aperfeiçoamento ou mesmo a substituição dos processos convencionais de fabricação existentes, reduzindo as etapas industriais envolvidas na obtenção de produtos acabados e consequentemente os gastos envolvidos em tais processos.

Por esse motivo, os processos de reofundição e a tixoconformação tem ganhado mercado e importância nos anos recentes, já que nada mais são do que a conformação de materiais metálicos a partir de seu estado semi-sólido, garantindo a obtenção de componentes *near–net–shape* (próximo de sua forma final), com menor número de etapas de produção, menor desgaste de matrizes e menor consumo de energia durante a fabricação. Tanto a reofundição, processamento direto a partir da solidificação parcial, quanto a tixoconformação, processamento direto à partir da fusão parcial, implicam em processamento no estado semi-sólido. (FLEMINGS, 1991; KAPRANOS, 2000).

As pastas reofundidas apresentam uma característica morfológica *sui generis*, sendo constituídas de uma fase primária globular envolta em líquido. Tal estrutura difere da morfolofia dendrítica obtida nos processos convencionais de fabricação (FLEMINGS, 1976). Já o comportamento viscoso desses materiais também apresenta características particulares, sendo classificado como um fluído não Newtoniano e tixotrópico, ou seja, sua viscosidade é dependente da taxa de deformação aplicada e do tempo de aplicação (SPENCER, 1972; FLEMINGS, 1991; CAMACHO, 2003).

Dentre as matérias-primas utilizadas para a tixo-conformação destacam-se as ligas alumínio-silício, notadamente as ligas A356 e A357, representando praticamente 95% da matériaprima utilizada para aplicação semi-sólida (CHIARMETTA, 2000). Esse dado explica a necessidade de estudos, no que tange a aplicabilidade de novas ligas para o processo de tixoconformação, evitando que a tecnologia fique restrita a pouca diversidade de matéria-prima.

Devido à crescente aplicação dos materiais nas indústrias e sua importância no que tange a redução de custos e etapas de fabricação, um número crescente de trabalhos e artigos tem sido

publicados buscando a ampliação do conhecimento dos mecanismos envolvidos na formação desses materiais e na avaliação da aplicabilidade de diversas ligas metálicas. Sendo assim, o presente projeto é justificável, uma vez que busca a avaliação da aplicabilidade de um novo material para o processamento semi-sólido.

#### 1.1 Objetivos

Avaliar o efeito do teor de silício na tixoconformabilidade de ligas alumínio-silício-zinco, notadamente as ligas Al-3wt%Si-5wt%Zn, Al-4wt%Si-5wt%Zn, Al-5wt%Si-5wt%Zn e Al-6wt%Si-5wt%Zn, em termos de evolução morfológica e comportamento viscoso no estado semi-sólido.

### **1.2 Justificativa**

Em recentes trabalhos, o grupo de Fundição e Tixoconformação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP estudou a fabricação de ligas Alumínio-Silício via lingotamento sob agitação eletromagnética e montou, a partir destas ligas, um protocolo de avaliação da tixoconformabilidade (ZOQUI, 2002; PAES, 2004). Este método de caracterização envolve o estudo da evolução morfológica de ligas no estado semi-sólido, assim como a caracterização de seu comportamento viscoso via ensaio de compressão a quente. Utilizando-se deste mesmo protocolo testaram-se ligas convencionais, como as ligas: AA2011 e AA2014 (PRONI, 2010); as ligas AA7004 e AA7075 (TORRES, 2009), assim como a liga comercial AA332 (NALDI, 2011). Desta avaliação inicial detectou-se que, para as ligas de alumínio, a despeito de todas as matérias-primas possuírem potencial de aplicação nas operações de tixoconformação, somente as ligas alumínio silício realmente contemplam todos os requisitos necessários, a saber: a) estabilidade da microestrutura, ou seja, a morfologia não varia de forma pronunciada em termos de crescimento de grão no estágio semi-sólido; b) baixa variação da

fração sólida em função da temperatura, o que implica em facilidade de controle da operação industrial e c) baixa viscosidade, ou baixíssimas tensões necessárias à deformação e consequentemente para a tixoconformação. Estes tópicos serão abordados com mais profundidade na revisão teórica.

Tendo em vista o exposto, o projeto consiste na caracterização reológica bem como da evolução da microestrutura de quatro ligas Al-Si-Zn, que nada mais são do que modificações das composições químicas das ligas AA7004 e AA7075. Com isso busca-se prever o comportamento viscoso de tais ligas e sua correlação com sua microestrutura, sendo assim possível avaliar sua tixoconformabilidade, ou seja, seu potencial de aplicação em processos que envolvam a conformação no estado semi-sólido, tendo como objetivo final desenvolver matérias-primas não convencionais.

### 1.3 Organização

Este trabalho encontra-se organizado em capítulos sendo que o próximo tópico a ser apresentado, Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica, é destinado ao esclarecimento de todos os conceitos envolvidos na produção, caracterização e reologia dos materiais semi-sólidos, bem como trás também elementos que justificam a escolha da liga utilizada e do processo de fabricação adotado em sua produção, ademais, apresenta uma curta descrição dos processos de conformação de matérias-primas no estado pastoso (semi-sólido).

Em seguida, no Capítulo 3 - Materiais e Métodos, tem-se a descrição de todo o procedimento experimental realizado, desde a produção das ligas, a caracterização metalográfica e os ensaios para determinação da viscosidade.

O Capítulo 4 - Resultados e Discussões, destina-se a apresentação e avaliação dos ensaios, traz o cálculo da viscosidade do material para diversos tempos de reaquecimento ao estado semi-sólido e diversas frações sólidas, avalia o tamanho de grão das diversas condições estudadas, etc.

O Capítulo 5 – Conclusões, apresenta uma avaliação criteriosa de todos os ensaios e resultados obtidos, chegando a conclusão do real potencial das ligas estudadas para a

tixoconformação, bem como apresenta sugestões para estudos futuros tendo em vista a ampliação da gama de matérias-primas passíveis de emprego no processo da tixoconformação.

Por fim, é apresentada toda a referência bibliográfica utilizada no trabalho.

# 2 REVISÃO DA LITERATURA

O capítulo atual descreve de forma detalhada os principais conceitos para o entendimento da tecnologia de tixoconformação e de reofundição. Trás na sequência uma avaliação das ligas de alumínio, notadamente aquelas aplicadas a processos de tixoconformação, e justifica a escolha do estudo das ligas Al-Si-Zn. A seguir, apresenta as características morfológicas das pastas semi-sólidas e as técnicas para sua obtenção. Seguindo o estudo, o comportamento viscoso das pastas semi-sólidas é analisado e por fim há uma descrição dos processos de conformação desses materiais.

#### 2.1 Alumínio e Suas Ligas

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre e embora de aplicação recente, já é o segundo metal mais utilizado no mundo, só perdendo em aplicação para o aço. A ampla variedade de formas que pode assumir e a variedade de acabamentos superficiais atingidos, aliado a suas propriedades mecânicas tornam esse elemento tão atrativo para a indústria atualmente (IAI, 2010).

Os Estados Unidos e o Canadá são os maiores produtores mundiais de alumínio, embora ambos não possuam jazidas de bauxita em seu território. Já o Brasil possui a terceira maior reserva do minério no mundo, perdendo apenas para Austrália e Guiné (ABAL, 2010), o que comprova o potencial do país para exploração de tal recurso natural.

A reciclabilidade é outra vantagem competitiva do alumínio quando comparado a outros minerais extraídos da natureza, o que reforça sua sustentabilidade em termos econômicos, sociais e ambientais, já que pode ser reciclado inúmeras vezes, sem perder suas características no processo de reaproveitamento (ABAL, 2010). Isso vem de encontro aos ideais atuais de crescimento sustentável e preservação, adotado com justificativa por corporações comprometidas com a preservação global.

Em sua forma pura, o alumínio apresenta densidade de 2,7 kg/m<sup>3</sup> e possui um ponto de fusão de 933,4 K, sendo essa característica de baixa densidade, aliada a sua alta resistência a oxidação, os pontos iniciais que o credenciaram para aplicações comerciais. Porém, é em sua forma ligada que o alumínio encontra suas maiores aplicações, uma vez que a adição de elementos de liga à matriz de alumínio melhora suas propriedades mecânicas ampliando suas possibilidades de uso (HATCH, 1984).

Basicamente as ligas de alumínio são divididas em duas grandes categorias, as ligas trabalháveis (suscetíveis a processos de conformação) e as ligas fundidas, aplicáveis à produção de peças via fundição, por adquirirem suas propriedades mecânicas nessa condição. Dentro dessas duas categorias encontram-se subclasses (Tabela 2.1), classificadas de acordo com o elemento químico formador da liga e com as composições químicas das ligas, composições essas reguladas pela norma ABNT NBR ISO 209:2010 (ABAL, 2010; ROOY, 1992a).

Lig	as Trabalháveis		Ligas Fundidas
Série	Família	Série	Família
1XXX	Mínimo 99% de Al	1XX	Mínimo 99% de Al
2XXX	Al-Cu	2XX	Al-Cu
3XXX	Al-Mn	3XX	Al-Si-Mg, Al-Si-Cu – Al-Si-Cu-Mg
4XXX	Al-Si	4XX	Al-Si
5XXX	Al-Mg	5XX	Al-Mg
6XXX	Al-Mg-Si	7XX	Al-Sn
7XXX	Al-Zn	8XX	Al-Zn
8XXX	Outros elementos	9XX	Outros elementos

**Tabela 2.1** – Classificação das ligas de alumínio de acordo com o elemento de liga e composição química utilizada.

#### 2.2 Ligas Alumínio-Silício

Dentre as ligas de alumínio destacam-se as ligas alumínio-silício, que tem sua importância comercial creditada a sua alta fluidez e baixa contração quando submetidas a resfriamento, o que permite a obtenção de produdos acabados de maior qualidade. Além disso, essas ligas apresentam

boa soldabilidade e, devido à dureza das partículas de silício, boa resistência ao desgaste (HATCH, 1984; KORI, 2000).

O sistema alumínio-silício forma uma região com composição eutética, a qual ocorre a uma temperatura de 580°C e 12,5% de concentração de silício, sendo a solubilidade sólida do silício em alumínio da ordem de 1,65% na temperatura eutética (MONDOLFO, 1976).

As ligas fundidas da série 3XX, são de longe as mais importantes ligas de alumínio comerciais, apresentando em geral alta resistência a corrosão, boa soldabilidade e baixa densidade, podendo inclusive sofrer posteriores processos de usinagem, através do uso de ferramentas a base de carbeto de tungstênio e lubrificantes apropriados. Dentre as ligas da série 3XX destacam-se as ligas A356 e A357, apresentando novamente boas características para soldagem, resistência a corrosão e baixos esforços de conformação, possuindo destaque em aplicações militares e aeronáuticas (HATCH, 1984).

#### 2.3 Ligas Alumínio-Zinco

As ligas binárias formadas por alumínio e zinco foram umas das primeiras ligas a serem comercialmente desenvolvidas, sendo usadas para proteção eletrolítica contra corrosão. A exemplo do sistema Al-Si, o zinco forma um sistema eutético com o alumínio, estando o ponto eutético a uma temperatura de 380°C, a uma concentração de 94,9% de zinco, em que a solubilidade sólida do zinco em alumínio é da ordem de 82,8% (BACKOFEN,1964; HATCH, 1984).

Em se tratando das ligas a base de alumínio-zinco da série 8XX, elas apresentam boa usinabilidade e alto ponto de fusão, fazendo com que sejam convenientes para modelagens que necessitem ser feitas por soldagem, entretanto, é na série 7XXX que as ligas alumínio-zinco apresentam maiores vantagens de aplicação, sendo usadas tanto na indústria automotiva quanto aeronáutica. Uma das principais ligas dessa classe é a liga 7075, desenvolvida em 1943 e que não apresenta problemas de fadiga por tensão/corrosão como outras de sua classe, sendo utilizada principalmente na indústria aeronáutica, em que os requisitos de alta resistência mecânica aliado ao baixo peso das ligas tem papel preponderante. (HATCH, 1984; NOCK, 1944).

7

### 2.4 Ligas Alumínio-Silício-Zinco

Como será visto adiante, as ligas de alumínio que apresentam o silício como principal elemento de liga são as mais aplicadas em tixoconformação, tanto pelas características citadas no tópico anterior quanto por características que ainda serão discutidas. Já a liga comercial 7075, devido as suas excelentes propriedade mecânicas e aplicabilidade industrial, foi analisada pelo grupo de reofundição da UNICAMP como possível liga aplicável a reofundição, porém seus resultados não foram satisfatórios (TORRES, 2009; CHAYONG, 2005).

Tendo em vista o resultado insatisfatório da liga 7075 em processos de tixoconformação, decidiu-se estudar a influência do silício sobre essa liga e seu efeito sobre as características de reofundição da liga, a partir da adição de um elemento químico (silício) que notadamente produz boas matérias-primas para a tecnologia semi-sólida de produção de componentes. Sendo assim, o trabalho analisou ligas de alumínio com 5% de zinco (semelhante a liga 7075), porém com adição de 3%, 4%, 5% ou 6% de silício, tendo em vista o estudo da influência do silício sobre as propriedades da liga no que diz respeito a sua aplicação em processos de tixoconformação.

#### 2.5 Definição de Reofundição

Diferente das tecnologias convencionais de fabricação, que utilizam a matéria-prima metálica em seu estado sólido (conformação), ou em seu estado líquido (fundição), a tecnologia da reofundição utiliza materiais em seu estado semi-sólido, os quais apresentam partículas sólidas não dendríticas dispersas em uma matriz líquida. Além disso materiais reofundidos apresentam, em seu estado pastoso, características reolológicas particulares, apresentando comportamento viscoso pseudoplástico e tixotrópico (FAN, 2002). O material, portanto, tem sua viscosidade dependente tanto do tempo, quanto da taxa de deformação aplicada, se comportando como um sólido para baixas taxas de cisalhamento e como um fluído viscoso para altas taxas de cisalhamento (FLEMINGS, 1991; BROWN, 1993).

Tendo em vista o exposto, a reofundição nada mais é do que a produção da matéria-prima, com características próprias seguida diretamente da conformação do material ainda no estado semi-sólido e, por possibilitar a fabricação de produtos próximos de sua forma final, diminuindo as etapas de fabricação dos componentes, pode substituir processos convencionais de forjamento ou injeção (FERRANTE, 2009).

#### 2.6 Características Morfológicas de Estruturas Reofundidas

Do ponto de vista da morfologia, os materiais reofundidos são constituídos, em seu estado semi-sólido, de partículas sólidas em formato de glóbulo imersas em uma matriz de líquido, sendo a quantidade relativa entre sólido e líquido presente no material regulada por sua temperatura, já que quanto maior a temperatura na região semi-sólida, mais liquefeita se torna a liga. Já no estado sólido o material reológico é constituído de uma faze primária globular envolta em uma ou mais segundas fases com morfologia dendrítica, tradicional dos processos de fundição convencional (ZOQUI, 2001).

O comportamento dos materiais reofundidos, quando submetidos à conformação, dependerá muito das características morfológicas da fase primária do material (LEHUY, 1988; LI, 1997). É provado que, embora em uma análise bidimensional as partículas de primeira fase sejam globulares e pareçam independentes, uma análise tridimensional pode revelar que dois ou mais glóbulos podem estar interconectados, formando uma estrutura mais complexa, a qual seria determinante para o comportamento viscoso do material já que um único grão cristalino poderia ser formado por um ou mais glóbulos (NIROUMAND, 2000).

Dessa forma, quanto mais refinados forem os grãos da fase primária, melhor as características de escoamento do material, já que um melhor refinamento dos grãos cristalinos estão relacionados a melhores propriedades mecânicas dos produtos finais obtidos por reofundição, como será visto adiante (YANG, 2005).

Além disso, é provado que o tamanho da partícula primária pode ser controlado a partir da variação de parâmetros de obtenção do material reofundido, podendo os glóbulos da fase

primária crescer, decrescer ou permanecer inalterado em função da temperatura de produção das pastas reofundidas (PRASAD, 1987).

#### 2.7 Características Reológicas de Estruturas Reofundidas

Com relação ao comportamento reológico de materiais reofundidos, há de se destacar seu comportamento pseudoplástico e tixotrópico. A pseudoplacticidade do material diz respeito a dependência de sua viscosidade com relação a taxa de cisalhamento aplicada, já a tixotropia descreve a dependência da viscosidade com o tempo de aplicação da taxa de cisalhamento (JOLY, 1976; FAN, 2002).

Em geral as características de viscosidade das ligas reofundidas são explicadas pela interação entre as partículas de primeira fase (globulares), que constituem o material no estado semi-sólido. Uma explicação é que as partículas globulares movem-se com mais facilidade uma sobre as outras quando o material é submetido à deformação, ao contrário de partículas dendríticas que, devido a sua característica ramificada e não equiaxial, exigem maiores esforços para serem conformadas, dada a interação entre os diversos ramos dendríticos que formam o material (SPENCER, 1972; LASHKARI, 2007).

As interações entre partículas globulares que explicariam as características de viscosidade de pastas semi-sólidas envolvem, microscopicamente, deslocamento e rotação das partículas globulares, bem como deslizamento entre partículas adjacentes, o que não acontece em materiais no estado sólido devido as restrições mecânicas para as interações entre grãos, dificultando sua deformação. Dessa forma, a presença da fase líquida, associada a geometria da fase primária, permitiriam a rotação e deslizamento relativo entre grãos (KIUCHI, 2002).

Outro ponto a se destacar é que a fase líquida formadora da pasta reofundida tende a fluir entre os espaços formados entre grãos sólidos adjacentes, de maneira similar ao escoamento de um fluído viscoso através de um labirinto. Com isso, a parte líquida fluiria entre esses espaços livres da estrutura do material, sendo direcionada da região do interior do material em direção a suas bordas (KIUCHI, 2002). Ambos os processos descritos acima estão representados na Figura 2.1.



**Figura 2.1** – Modelos teóricos de interação entre partículas durante a deformação de pastas reofundidas (Adaptado de KIUCHI, 2002).

### 2.8 Caracterização Morfológica de Estruturas Reofundidas

Como mencionado anteriormente, a obtenção de uma matéria-prima com pequeno tamanho de grão é uma característica importante para a reofundição. Tal matéria-prima, com grãos finos, será posteriormente reaquecida, possibilitando a globularização desses grãos, uma vez que, quanto menores e mais globulares forem os grãos, mais facilmente a liga escoará.

Na solidificação convencional, tem-se o crescimento de células regulares que, devido a determinadas condições de gradiente de temperatura e velocidade de solidificação, tendem a mudar suas características, passando a direção cristalográfica preferencial a exercer efeito principal, fazendo com que o crescimento cristalino se de nessa direção. Simultaneamente, a seção transversal da célula também se desvia de sua forma circular, passando a apresentar estrutura tipo cruz de malta. Á medida que a velocidade de crescimento é aumentada, surgem ramificações ou braços secundários, definindo o tipo de estrutura formada como dendrítica (GARCIA, 2007).

Já na produção da matéria-prima para posterior tixoconformação ou tixoinjeção, a supressão do crescimento dendrítico é desejável, para produzir uma matéria-prima com grãos mais finos e de preferência globulares (SEO, 2005). Para esse intento, agitação, quer ela mecânica ou eletromagnética, é promovida durante a solidificação do material, o que faz com que

o crescimento dentrítico, que ocorre da parede do molde para o interior do metal líquido, seja interrompido através da quebra das dendritas (KIRKWOOD, 1994; KIUCHI, 2002).

Outra técnica empregada para o auxílio do refinamento dos grãos cristalinos de ligas reofundidas, além da agitação durante a solidificação, é a adição de agentes nucleantes a matériaprima durante sua produção. Um exemplo é a adição da liga refinadora Al-5wt%Ti-1wt%B, que produz grãos equiaxiais, com tamanho variando de 100 a 150 µm, em lingotes de alumínio puro (KASHYAP, 2001; MCCARTNEY, 1989).

Os agentes nucleantes atuam como catalisadores da nucleação durante o processo de solidificação, sendo a nucleação tida como a formação de partículas sólidas envoltas em líquido. A nucleação de tais partículas sólidas pode ser facilitada através de agentes catalisadores que podem ser tanto partículas sólidas em suspensão no líquido, paredes dos moldes ou compostos adicionados de forma proposital ao material, como as ligas refinadoras de grãos, em que a nucleação tem início exatamente nessas partículas estranhas, por atuarem como facilitadores energéticos do processo (GARCIA, 2007).

Ampla literatura sobre as técnicas e fenômenos relacionados ao refinamento de grãos em alumínio tem sido publicadas, a se destacar as publicações de McCartney em 1989, Mohanty em 1995, Easton em 1999 e uma revisão feita por Lourençato em 2008, sendo essa discussão em detalhes suprimida do presente trabalho (MACCARTNEY, 1989; MOHANTY, 1994; EASTON, 1999; LOURENÇATO 2008).

Tendo em vista que na produção de pastas reofundidas é desejável a obtenção de uma estrutura primária com pequeno tamanho de grão e tão globular quanto possível, torna-se necessário quantificar tanto o tamanho médio da partícula bem como sua geometria, objetivando a análise do seu grau de globularização.

Como será visto em detalhes adiante, uma técnica para se determinar o tamanho médio da partícula primária é a contagem de glóbulos valendo-se de técnicas de metalografia, usando o método dos interceptos de Heyn, detalhado em norma ASTM (ASTM, 1996). Além disso, como mencionado, é necessário também estabelecer-se as possíveis conexões entre glóbulos em três dimensões, para tal intento, convencionou-se a realização de metalografia colorida, que tende a deixar glóbulos com mesma orientação cristalográfica com a mesma cor, permitindo a contagem de grãos através da hipótese de que glóbulos adjacentes com mesma coloração fazem parte do mesmo grão, por apresentarem mesma orientação cristalográfica (ZOQUI *et al*, 2002).

12

Por fim, para determinação do grau de globularização da fase primária, uma das técnicas utilizadas é a determinação do fator de forma circularidade (*shape factor* – SF), das partículas primárias:

$$SF = \frac{4 \pi A_{\alpha}}{P_{\alpha}^{2}}$$
 (Equação 2.1)

Onde  $A_{\alpha}$  é a área da partícula primária avaliada e  $P_{\alpha}$  é o perímetro da partícula.

Sendo assim, quando a estrutura primária tende a um formado globular (forma esférica), a metalografia apresenta uma circunferência como resultado e SF tende a 1. Além disso, quanto mais a superfície se afastar dessa geometria, menor a relação  $A_{\alpha}/P_{\alpha}$ , tendendo SF a 0.

Vale ressaltar que o parâmetro *shape facor*, nada mais é do que o inverso do parâmetro *surface factor* (z), proposto por Tzimas em 1998 (TZIMAS, 1998).

Dessa forma, através da análise metalográfica microestrutural, pode-se analisar o tamanho do glóbulo, através do método dos interceptos e sua forma, através da equação (2.1) e, através da análise metalografica colorida, avaliar o tamanho médio dos grãos cristalinos formadores da estrutura.

### 2.9 Caracterização Reológica de Estruturas Reofundidas

Uma das técnicas utilizadas para determinação da viscosidade de estruturas reofundidas são os testes de compressão a quente entre placas paralelas. Nesse método uma amostra cilíndrica é comprimida entre duas placas paralelas a uma temperatura de fração sólida desejada, utilizando-se uma taxa de deformação constante ou uma carga constante durante o ensaio (FAN *et al*, 2002).

As equações básicas que descrevem o comportamento do material reofundido para esse tipo de teste de compressão foram inicialmente propostas por Laxmanan e Flemings em 1980 e servirão de norte para esse trabalho, sendo as equações apresentadas a seguir (LAXMANAN, 1980).

Inicialmente, adota-se que a deformação de engenharia ( $\epsilon$ ), de uma amostra deformada de sua altura inicial H<sub>0</sub> até uma altura final H, é dada pela seguinte equação:

$$\varepsilon = 1 - \frac{H}{H_0}$$
 (Equação 2.2)

Considerando o volume da amostra (V) constante durante todo o ensaio de compressão, tem-se que a tensão aplicada a amostra ( $\sigma$ ) é dependente do tempo, como se mostra:

$$\sigma = \frac{F}{A_r} = \frac{FH}{V} = \frac{FH_0}{V} (1 - \varepsilon) \quad (Equação 2.3)$$

Em que tanto a força F, dada em Newtons (N), quanto a altura do corpo de prova (H), são dependentes do tempo (t) de realização do ensaio.

Já para um fluído que apresenta escoamento viscoso regido pelas leis de Newton, a relação entre viscosidade ( $\mu$ ) e força aplicada é dada pela seguinte relação:

$$\frac{1}{H^4} - \frac{1}{H_0^4} = \frac{8\pi Ft}{3\mu V^2}$$
(Equação 2.4)

Dessa forma, isolando-se a viscosidade na equação 2.4, tem-se a viscosidade aparente do material para cada instante de tempo do ensaio.

$$\mu = \left(\frac{8\pi F}{3V^2}\right) \left(\frac{1}{H^4} - \frac{1}{H_0^4}\right)^{-1} t \qquad (Equação 2.5)$$

Finalmente, a relação da taxa de cisalhamento com o tempo de realização do ensaio é dado pela seguinte equação:

$$\dot{\Upsilon} = -\left(\sqrt{\frac{V}{\pi}}\right) \left(\frac{\delta H / \delta t}{2H^{2,5}}\right)$$
 (Equação 2.6)

Dessa maneira é possível correlacionar a viscosidade da liga para cada instante de realização do ensaio de compressão à quente, com a taxa de cisalhamento, igualmente para cada instante de realização do ensaio compressivo.

### 2.10 Processos de Obtenção da Matéria-Prima

Diversos processos de obtenção de pastas reofundidas foram desenvolvidos ao longo dos anos sendo apresentado nesse trabalho apenas os métodos empregados para a obtenção das ligas reofundidas estudadas. Uma ampla revisão sobre os métodos e técnicas de produção foi feito por Zoqui em 2001, ficando esse material como referência de consulta (ZOQUI, 2001).

Como já mencionado anteriormente, basicamente os processos de produção das pastas reofundidas visam o suprimento do crescimento dendrítico e a formação de uma estrutura refinada, com morfologia globular ou o mais próximo possível disso, já que os processos de conformação desse tipo de material envolvem reaquecimento do material e consequente globularização. Para tal intento, agitação é promovida no metal líquido em solidificação, possibilitando a quebra dos ramos dendriticos e a dispersão de tais partículas no líquido.

Uma das teorias que explicam a quebra das dendritas e o posterior refinamento dos grãos cristalinos presentes no material diz que a nucleação dos primeiros braços dendríticos ocorre normalmente. A partir da agitação do material em solidificação, se as forças viscosas presentes no líquido se tornarem maiores do que as forças inerciais das dendritas em crescimento, tende a haver dobramento dos braços dendríticos. Os movimentos de discordâncias, gerados por tal deformação, podem formar um contorno de separação entre o braço dobrado e o ramo dendrítico principal, que agora possuem orientação cristalina diferentes. Tal contorno, em condições específicas, pode ser penetrado por líquido, gerando a separação do braço dendrítico e consequentemente, a formação de um novo grão independente disperso no líquido (VOGEL, 1979).

Outra explicação para o refinamento dos grãos cristalinos quando da presença de agitação do material em solidificação é explicada pela formação de correntes convectivas, que tem uma ação refinadora do grão. Esse refinamento ocorre não por eventos normais de nucleação, mas sim através da multiplicação cristalina causada por ditas correntes, que podem romper as pontas de cristais em crescimento, que ficarão dispersas no líquido atuando como substratos nucleantes (GARCIA, 2007).

A seguir encontra-se uma figura esquemática a respeito da evolução morfológica das partículas de primeira fase de estruturas reofundidas sujeitas a agitação (JI, 2002).

15



**Figura 2.2** – Representação esquemática da evolução morfológica de estruturas em forma de dendrita, roseta e globular, a partir do aumento da taxa de cisalhamento e turbulência imposta a solidificação (Adaptado de JI, 2002).

Após ocorridos os fenômenos de quebra de dendritas e multiplicação cristalina no meio líquido, as estruturas sólidas tendem a se tornar esféricas, uma vez que quando um agrupamento atômico arranja-se com ordenação cristalina para formar um embrião, ocorre concomitantemente o surgimento de uma superfície que o separa do meio líquido. A essa superfície formada é associada uma energia livre positiva, o que conduz a um aumento da energia livre a medida que essa superfície aumenta de tamanho. Dessa forma, o embrião só sobrevive através da diminuição da energia livre total, o que sugere a formação de embriões esféricos, uma vez que essa geometria é a que apresenta menor relação superfície/volume, ou seja, a geometria mais indicada energeticamente para sobrevivência do embrião (GARCIA, 2007).

As teorias que tratam dessa globularização dos novos cristais dizem respeito a fenômenos de engrossamento através de mecanismos de transferência de massa, em que estruturas semelhantes a ramos dendríticos são transformadas para a morfologia de roseta e em seguida esferóide, geralmente acompanhada de líquido retido em seu interior (*entrapped liquid*) (ZOQUI, 2001).

Os mecanismos de engrossamento envolvem a transferência de massa de superfícies com pequeno raio de curvatura para outras de raio mais elevado, tendendo a tornar essas últimas superfícies mais planas ou com maior raio de curvatura. A agitação durante a solificação tende a estimular os mecanismos conhecidos como engrossamento de Otswald (*ripening*) e coalescência (*coarsening*) (KATTAMIS, 1967; KAHLWEIT, 1968; GENDA, 1987).

Os modelos de *Otswald ripening* envolvem dissolução de "braços" dendríticos menores, difusão de soluto no meio líquido entre ramos e incorporação do soluto em ramos mais grosseiros, reduzindo o número de ramos e aumentando a distância entre eles, sendo os três modelos de *Otswald* existentes propostos na Figura 2.3.



Figura 2.3 – Mecanismos de *Otswald ripening* propostos por a) e b) Kattamis e Flemings (KATTAMIS, 1967) e c) Kahlweit (KAHLWEIT, 1968).

Já o fenômeno de coalescência diz respeito à aproximação de ramos dendríticos secundários devido à deposição de soluto em regiões côncavas, ou ainda a aproximação física das superfícies de ramos dendríticos e mesmo seu contato, levando a união de dois ou mais "braços" em um único de maior dimensão, como mostrado na Figura 2.4 (GENDA, 1987; KIRKWOOD, 1994).

É importante ressaltar que o mecanismo proposto por Genda em 1987 é mais aceito no caso de estruturas reofundidas por explicar a presença de uma determinada quantidade de segunda fase aprisionada no interior do glóbulo formado (*entrapped liquid*), sendo que a presença desse material no interior das estruturas globulares formadas são uma constante em processos de reofundição (ZOQUI, 1995).


Figura 2.4 – Mecanismos de coalescência propostos por a) Kirkwood (KIRKWOOD, 1994) e b) Genda (GENDA, 1987).

## 2.11 Agitação Eletromagnética

Para a agitação eletromagnética, o movimento do líquido em solidificação é promovido por campos eletromagnéticos, uma vez que a interação entre a corrente elétrica induzida e o campo magnético promove a agitação, rompendo as estruturas dendríticas em formação e fazendo com que haja multiplicação cristalina e posterior globularização. Como fator limitante desse método de agitação para produção de matéria-prima para posterior conformação no estado semi-sólido, está o custo do equipamento e possíveis não uniformidades microestruturais ao longo da seção transversal do material produzido, contudo, essas desvantagens são compensadas pela possibilidade de produção contínua de material, sendo esse o método de produção mais difundido para aplicação de materiais no estado semi-sólido (FAN, 2002).

Basicamente, o campo eletromagnético produzido atua no metal líquido movimentando-o por ação da força de Lorentz, gerada através da interação entre o campo magnético e a corrente induzida produzida pelo motor de indução.

Ademais da possibilidade de produção contínua de material, outras vantagens associadas a essa tecnologia são a ausência de contato físico entre agitadores mecânicos e metal, o baixo consumo de energia e possibilidade de ajuste do campo eletromagnético, o que permite controlar a microestrutura de solidificação produzida (VIVÉS, 1992; BLAIS, 1996; RADJAI, 2000).

#### 2.12 Tixoconformação / Tixoinjeção

Para aplicação em processos de tixoconformação ou tixoinjeção a matéria-prima produzida precisa ser reaquecida, para que os fenômenos descritos anteriormente tomem forma e a liga apresente as características de viscosidade desejadas. Dessa forma a tixoinjeção nada mais é do que uma injeção convencional, contudo utilizando-se a matéria-prima no estado semi-sólido e não no estado líquido como na maneira convencional. Já a tixoconformação difere dos processos convencionais de conformação também por utilizar uma pasta semi-sólida como material base e não o material sólido como nos processos convencionais. Um exemplo dos processos empregando material reaquecido encontra-se na Figura 2.5 (KIUCHI, 2002).



Figura 2.5 – Diferentes tecnologias aplicadas à conformação semi-sólida.

A diferença básica de ligas aplicadas a tixoconformação e tixoinjeção está na fração sólida das ligas, sendo que o primeiro método utiliza frações sólidas maiores em comparação ao

segundo. Já com relação as vantagens de cada um dos processos, pode-se citar como vantagens da tixoconformação em relação aos processos convencionais de conformação, os seguintes aspectos (FLEMINGS, 1991; KIUCHI, 2002):

- Produtos finais com espessura de parede mais fina;

- Tratamentos térmicos são aplicáveis aos componentes produzidos;

- Menores esforços de deformação envolvidos e consequente aumento da vida útil de matrizes e ferramentas:

- Alta qualidade dimensional e de acabamento superficial.

Para os processos de tixoinjeção as seguintes vantagens podem ser citadas em relação aos processos de injeção tradicionais (ATKINSON, 2005; KIUCHI, 2002):

- Menores temperaturas de trabalho, por empregar material no estado semi-sólido;

- Menos defeitos gerados por contração do metal líquido, uma vez que o material está parcialmente solidificado;

- Maior variedade de materiais podem ser usados, incluindo materiais de alta resistência mecânica;

- Geometrias complexas podem ser alcançadas e espessura menor de parede obtidas, devido à característica de preenchimento não turbulento das matrizes.

#### 2.13 Produtos Obtidos por Processos de Tixoconformação / Tixoinjeção

A tixoinjeção e o tixoforjamento são atualmente os processos mais difundidos industrialmente em termos de aplicação de materiais semi-sólidos, embora a tecnologia apresente baixa difusão se comparada a processos de fundição sob alta pressão por exemplo. Já tomando como base o processo de reofundição de ligas de alumínio propriamente ditas, a maior parte do material utilizado como matéria-prima de produção recai unicamente sobre as ligas A356 e A357, sobretudo para aplicações automobilísticas. Como exemplo da preponderância de participação das ligas de A356 e A357 sobre todo o material de alumínio aplicado a reofundição, tem-se os seguintes dados do ano de 2002 (CHIAEMETTA, 2002).

Ligas	Participação na Reofundição
Al-7wt%Si-0,35wt%Mg (A356)	15%
Al-7wt%Si-0,55wt%Mg (A357)	80%
Outras	5%

Tabela 2.2 – Grau de utilização de ligas de alumínio para a reofundição.

A seguir são apresentados alguns dos componentes já produzidos na indústria automobilística utilizando-se o processo de reofundição (KIUCHI *et al*, 2002):

1	Componente: Coluna da Porta
	Aplicação: Audi
	Liga: A356
Q)	Peso: 0,43 Kg
14	Espessura de parede: 1,8 a 19mm
	Componente: Componente da direção Aplicação: Mercedes Liga: A356
0	Componente: Suporte do motor
n n	Aplicação: Fiat
- Co-C	Liga: A357
	Peso: Near net shape (20% de
TOK	redução em peso em comparação
	com o processo convencional)

Figura 2.6 – Componentes aplicados a indústria automobilística, produzidos a partir de processos de reofundição.

# **3 MATERIAIS E MÉTODOS**

O presente capítulo trás uma descrição de todos os materiais utilizados para a realização do trabalho, bem como detalha os métodos envolvidos em todas as etapas do projeto, apresentando também dados de ensaios prévios para justificar as opções dos materiais e métodos escolhidos.

O trabalho teve como meta desenvolver a produção de quatro ligas a base de Al-Si-Zn com as composições químicas nominais especificadas (Tabela 3.1) e posterior análises microestrutural e de viscosidade, tendo em vista a avaliação de sua tixoconformabilidade e o consequente potencial de aplicação industrial.

Lizo	Si	Zn	Fe	Mg	Cu	Ti				
Liga	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)				
Al-3wt%Si-5wt%Zn	$3,00\pm0,50$	$5,00\pm0,50$	< 0,20	< 0,20	< 0,20	< 0,20				
Al-4wt%Si-5wt%Zn	4,00±0,50	$5,00\pm0,50$	< 0,20	< 0,20	< 0,20	< 0,20				
Al-5wt%Si-5wt%Zn	$5,00\pm0,50$	$5,00\pm0,50$	< 0,20	< 0,20	< 0,20	< 0,20				
Al-6wt%Si-5wt%Zn	6,00±0,50	5,00±0,50	< 0,20	< 0,20	< 0,20	< 0,20				

Tabela 3.1 – Composição química nominal das ligas a serem produzidas.

As ligas foram produzidas por lingotamento direto em molde refrigerado sob intensa agitação eletromagnética, que será descrito a seguir, mas antes da produção efetiva das ligas alguns parâmetros do processo produtivo foram testados tendo em vista a escolha da melhor situação possível no que diz respeito a produção destas matérias-primas, objetivando dessa forma a otimização dos resultados finais. Tais parâmetros foram:

- Vazão ideal de água para refrigeração da matriz de vazamento;
- Utilização ou não de refinador de grão como constituinte das ligas produzidas;
- Potência do sistema de indução, para produção do campo eletromagnético e conseqüente agitação da matéria-prima durante a solidificação.

O efeito do campo magnético sob a estrutura de ligas alumínio-silício já foi explorado em trabalhos anteriores por Zoqui em 2002 e por Paes em 2004 (ZOQUI, 2002; PAES, 2004).

## **3.1 Parâmetros Iniciais**

A produção das matérias-primas foi realizada em um sistema estanque constituído de uma matriz de cobre cilíndrica alocada no interior de um estator responsável pelo campo magnético. A matriz utilizada possuía uma cavidade cilindra central, a qual serviu para o vazamento do metal líquido e produção dos lingotes e, internamente, possuía uma região oca pela qual circulava água que promovia a refrigeração da matriz, impedindo a danificação do estator ou mesmo o caldeamento do metal em solidificação na parede da matriz. Já o estator foi responsável por gerar um campo eletromagnético ao redor da matriz, produzindo agitação do metal líquido durante a solidificação, contribuindo para a formação da matéria-prima tixoconformável.

Além disso, apesar de a matriz apresentar um comprimento total de aproximadamente 335mm, apenas uma região central, de aproximadamente 150mm de comprimento, esteve submetida mais intensamente ao campo eletromagnético, sendo essa a área útil considerada dos lingotes produzidos. Dessa forma, um sacador cilíndrico de aço SAE 1020 foi adicionado a parte inferior do sistema, estando 90mm para dentro da cavidade da matriz, fazendo com que os lingotes produzidos tivessem sua base submetida ao campo eletromagnético sendo necessário somente o descarte do topo do lingote, devido a formação do rechupe de contração de solidificação e também por não estar situado na área útil de agitação eletromagnética.

A Figura 3.1 mostra uma representação esquemática da matriz e seu sistema de refrigeração, já o desenho de vistas com respectivas cotas, usado para sua fabricação, pode ser visto na Figura 3.2.

Como visto anteriormente, os parâmetros testados para a produção da matéria-prima foram: a vazão de líquido refrigerante circulando pela matriz, a utilização ou não de uma liga refinadora de grão a base de Al-5wt%Ti-1wt%B e a potência do estator, na realidade um motor de indução.

Tendo como referência trabalho anterior realizado para produção de matérias-primas reofundidas com agitação eletromagnética (PAES, 2000), foi adotada a máxima potência fornecida pelo sistema para a produção do campo eletromagnético, tendo em vista os resultados obtidos no trabalho supracitado em que o campo eletromagnético foi aumentado gradativamente e o impacto desse aumento foi avaliado em relação ao tamanho de grão obtido, sendo que maiores campos eletromagnéticos possibilitam agitação mais vigorosa do metal líquido em

23

solidificação e consequentemente maior quebra das dendritas em formação. Dessa forma, o valor da potência fornecida para o motor foi de aproximadamente 7500W, que é o máximo valor de potência fornecida pelo sistema de geração de potência do laboratório do Departamento de Engenharia de Fabricação (DEF) da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) da UNICAMP.



Figura 3.1 – Representação tridimensional da matriz de vazamento (A), da camisa da matriz (B), do sistema completo (C) e do sistema completo em corte (D).



Figura 3.2 – Desenho de vistas da matriz com respectivas cotas.

A partir desse valor de potência, os seguintes testes listados na Tabela 3.2 foram realizados, tendo em vista a escolha da melhor opção a ser empregada na produção das matérias-primas.

<b>Tabela 5.2</b> – Testes de parametros para escoma da memor condição de produção.								
	Vazão de fluído refrigrante.	Refinador de Grão	Potência (7500W)					
Teste 1	10 litros/min	não	100%					
Teste 2	10 litros/min	sim	100%					
Teste 3	02 litros/min	não	100%					
Teste 4	02 litros/min	sim	100%					
Teste 5	10 litros/min	não	0%					

Tabela 3.2 – Testes de parâmetros para escolha da melhor condição de produção.

Para os teste iniciais utilizou-se a matéria-prima A356 (Al-7,0wt%Si-0,35wt%Mg), já a atuação do refinador de grão foi discutida no capítulo *Revisão Bibliográfica*. Neste trabalho utilizou-se o refinador Al-5wt%Ti-1wt%B e a vazão de fluído refrigerante foi testada usando-se os dois extremos possíveis fornecidos pelo sistema de refrigeração da matriz, ou seja, uma vazão mínima de 2 litros/min de água e uma vazão máxima de 10 litros/min.

O teste 5, mostrado na Tabela 3.2, foi o teste usado como parâmetro de comparação, já que se trata de uma fundição convencional, sem agitação eletromagnética e sem a utilização de refinador de grão.

Após a realização dos cinco testes, amostras dos lingotes foram selecionadas e foram analisadas microestruturalmente tendo em vista a avaliação do menor tamanho de grão obtido, sendo as melhores características obtidas para uma vazão de água mínima (2 litros/min), com a utilização do refinador de grão.

Foi realizado também um teste para saber qual o campo eletromagnético efetivo no interior da matriz para a potência máxima fornecida pelo sistema (7500W). Para tal teste foi utilizado um medidor de intensidade de campo eletromagnético (gaussímetro), sendo o campo eletromagnético medido a cada 20mm a partir de uma distância de 90mm da base inferior da matriz (posição do sacador), até praticamente seu topo, sendo o teste realizado três vezes, cada um em dias distintos utilizando a mesma metodologia para minimização dos erros de medição.

O campo eletromagnético na região do topo da matriz não foi medido pois se trata da região de formação do rechupe de solidificação do material, sendo uma área descartada do lingote independente da presença ou não de campo eletromagnético. Os valores individuais das medições, bem como a média dos dados, encontram-se grafados na Figura 3.3.

Obteve-se alto grau de homogeneidade para a liga A356 com tamanho de grão variando de 80 a 100µm, e estrutura na forma de rosetas. Estes resultados serão mostrados adiante.

Tendo em vista o resultado das medições, convencionou-se usar 150mm como comprimento útil do lingote, já que a partir desse valor o campo magnético apresenta uma tendência a queda, diminuindo a eficiência da agitação sobre o metal fundido em solidificação e consequentemente sobre a quebra das dentritas e a formação de glóbulos.



**Figura 3.3** – Posições de medição do campo eletromagnético e valores de intensidade do campo eletromagnético presentes na matriz.

## 3.2 Produção da Matéria-Prima

Para a produção da matéria-prima, foram utilizadas as seguintes ligas base:

- Alumínio comercialmente puro (Al\_cp);
- Zinco comercialmente puro (Zn\_cp);
- Liga A356 (A356).

Sendo a partir de agora adotada a representação entre parênteses após o nome de cada liga para citá-las ao longo do trabalho, tendo em vista a simplificação da leitura. As composições químicas das três ligas que serviram como matéria-prima para a produção das ligas estudadas encontra-se na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Composições químicas das matérias-primas utilizadas para a produção das ligas.

Ligo		Composição (wt%)	
Liga	Al	Si	Zn
A356	$92,17 \pm 0,30$	$7,15 \pm 0,30$	$0,01 \pm 0,01$
Al_cp	$99,85 \pm 0,010$	$0,03 \pm 0,01$	$0,02 \pm 0,01$
Zn_cp	$00,20 \pm 0,15$	$0,10 \pm 0,10$	$99,80 \pm 0,05$

Os valores apresentados na tabela anterior representam a média e desvio padrão de três análises realizadas em diferentes pontos de cada amostra no espectrômetro de emissão ótica BILL-OES do laboratório do Departamento de Engenharia de Fabricação da UNICAMP.

Para o Zn\_cp foi adotado um valor de 99,8% em massa de Zinco. Esse valor foi adotado pela impossibilidade de determinação da composição química da matéria-prima pelo equipamento descrito acima e por se tratar de uma liga comercial, cuja quantidade de Zinco é informada pelo fabricante como descrito acima.

Para a produção das ligas que serviram como base de estudo, foi feito o seguinte balanço de massas (Tabela 3.4), utilizando como referência as composições químicas das ligas a serem produzidas e as composições químicas das matérias-primas utilizadas para tal produção. Onde nessas tabelas A é a quantidade em gramas utilizada de A356, B é a quantidade em gramas utilizada de A1\_cp e C é a quantidade em gramas utilizada de Zn\_cp. Sendo assim, para a produção de 4500g de liga, segue o balanço de massas.

	Massa total: 4500g	А	+	В	+	C = 4	500
Liga Al-X%Si 5%Zn	Massa de Si: 4500*X% = Yg	7,150%*A	+	0,033%*B	+	0%*C =	Y
	Massa de Zn: 4500*5% = 225g	0,011%*A	+	0,023%*B	+	99,8%*C =	225

Tabela 3.4 – Balanço de massas utilizado para produção das ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn.

X na Tabela 3.4 assume os valores 3, 4, 5 e 6, exatamente os valores em porcentagem de Si das ligas que se deseja produzir. Dessa forma o resultado do balanço de massas para cada uma das ligas que se desejava produzir encontra-se na Tabela 3.5.

Tubela 515 Rebu	nudo do bulunço de	massas.		
Quantidade de:	Al-3%Si-5%Zn	Al-4%Si-5%Zn	Al-5%Si-5%Zn	Al-6%Si-5%Zn
A356 (g)	A = 1877g	A = 2509g	A = 3142g	A = 3774g
Al_cp (g)	B = 2399g	B = 1766g	B = 1134g	B = 502g
Zn_cp (g)	C = 224g	C = 224g	C = 224g	C = 225g

Tabela 3.5 – Resultado do balanco de massas.

No momento da produção das ligas, além das quantidades de matéria-prima citadas acima, foi também adicionado uma quantidade de 180g do refinador de grão Al-5wt%Ti-1wt%B. Essa quantidade foi escolhida tomando-se como base trabalho anterior realizado por (LOURENÇATO,

2008), que cita que a adição de uma quantidade de 0,2% (em massa) de titânio é suficiente para promover a globularização da fase primária da liga. Ademais, o refinador foi adicionado em pequenos pedaços apenas após as ligas-base já estarem fundidas, isso se deve ao rápido efeito da liga refinadora e a sua alta reatividade com o magnésio presente na composição química das ligas base.

Segundo os resultados dos balanços de massas, as matérias-primas foram serradas em pedaços pequenos e tais pedaços foram pesados para posterior fundição em forno poço e em forno resistivo. A matéria-prima inicial era colocada em cadinho com capacidade para seis quilogramas e colocada em forno poço previamente aquecido a uma temperatura de 800°C. Após a fusão do material a liga refinadora de grão era adicionada e uma homogeneização do material era realizada através de agitação mecânica.

Até atingir a temperatura de vazamento novas homogeneizações mecânicas eram realizadas, para obtenção da uniformidade do produto final. Devido à dificuldade de vazamento em cadinho de 6kg, pouco antes de atingir a temperatura de vazamento em forno poço, o material era passado para um cadinho menor, possuindo bico de vazamento e levado a forno resistivo também a 800°C

Para o vazamento o cadinho menor era retirado do forno resistivo e a temperatura do banho líquido era medida através de um termopar e de um sistema de aquisição de dados. Quando a temperatura de vazamento era atingida tinha início o vazamento do metal líquido no interior do sistema matriz refrigerada / estator.

A temperatura de vazamento de cada liga foi estimada utilizando-se o *software* Thermo-Calc, que fornece a curva *líquidus* e *solidus* do material em questão, sendo que a temperatura de vazamento calculada foi de 50°C acima da temperatura *liquidus*. Os resultados obtidos pelo *software* bem como as temperaturas de vazamento utilizadas encontram-se no capítulo *Resultados e Discussões*.

#### 3.3 Análise de Composição Química

Após a produção de toda a matéria-prima a ser utilizada no projeto (10 lingotes de cada liga), os lingotes foram serrados em serra automática do Laboratório de Usinagem da FEM, ficando os lingotes com uma altura útil de 150mm. A altura útil do lingote foi atingida descartando-se apenas seu topo, pois como visto anteriormente, 150mm é a altura de alcance do campo eletromagnético gerado pelo motor de indução no interior da matriz. Também como visto anteriormente, a base do lingote, devido à presença do "sacador", já se encontrava na área de atuação do campo eletromagnético, dessa forma apenas o topo do lingote foi descartado eliminando-se também o rechupe formado pela contração do metal líquido.

Com a matéria-prima produzida, um lingote de cada composição química foi selecionado ao acaso para avaliação de sua composição química. Dessa forma duas amostras foram pegas de cada lingote e analisadas no equipamento de BILL-OES. Tendo em vista obter um valor médio de composição química do material, uma amostra foi pega sempre da base do lingote e outra amostra a uma altura de 100mm da base. Para cada uma dessas amostras a análise de composição foi repetida de oito a dez vezes (dependendo da amostra) e os resultados encontram-se na seção *Resultados e Discussões*.

O grande número de repetição dos testes foi realizado tendo em vista diminuir o erro inerente ao processo e obter-se um valor médio para a composição química dos materiais. Para a obtenção dos valores finais de composição foi realizada uma média de todas as medições realizadas nas duas amostras, o que representa médias tomadas a partir de 16 a 20 dados.

Uma justificativa para a escolha de uma amostra da base do lingote e outra de uma posição a 100mm da base foi a avaliação da possível variação de composição química da liga ao longo do lingote. Tal variação de composição pôde ser notada, mas não foi significativa dada a natureza manual do processo de produção das ligas, portanto, a liga pode ser considerada homogênea ao longo de seu comprimento.

Com os valores reais das composições químicas, novos cálculos de temperatura *liquidus* e *sólidus* foram realizados no *software* Thermo-Calc para obtenção das temperaturas *liquidus* e *solidus* exata do material, as quais serviram como base para a determinação das temperaturas de 45% e 60% de fração sólida do material, que foram usadas para reaquecimento do material e posterior análise metalográfica e de viscosidade.

#### 3.4 Análise de Viscosidade

Para a análise de viscosidade os lingotes foram serrados em máquina *Cut-off* do laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da FEM, de forma que cada lingote produziu cinco amostras cilíndricas de 30mm de altura por 30mm de diâmetro. Para cada liga, cinco lingotes foram cortados, representando um total de 25 amostras para cada composição química. Cada amostra foi perfurada em sua lateral com furadeira de bancada manual para posterior inserção de termopar no material para controle de temperatura (Figura 3.4).



Figura 3.4 – Representação esquemática do corpo de prova utilizado para os ensaios de viscosidade.

O procedimento de obtenção da viscosidade consistiu em reaquecimento de doze amostras até a temperatura de 45% de fração sólida e mais doze amostras até a temperatura de 60% de fração sólida de cada um dos materiais estudados. A partir do aquecimento até a temperatura de 45% de fração sólida, três amostras foram conformadas imediatamente (0 segundos) após atingida a temperatura adequada, através de um ensaio de compressão, três novas amostras foram aquecidas até a temperatura correta e mantidas nessa temperatura por 30 segundos e só então conformadas, mais três amostras foram aquecidas e mantidas a temperatura durante 90 segundos e então conformadas e finalmente, três amostras foram aquecidas até a temperatura de 45% de fração sólida e mantidas nessa temperatura durante 90 segundos e onformadas. O mesmo procedimento foi repetido para a fração sólida de 60% para todas as ligas, representando 24

ensaios por liga e 96 ensaios no total. Um exemplo do produto obtido após o ensaio de conformação mecânica a quente do material está apresentado na Figura 3.5.



Figura 3.5 – Material conformado por ensaio de compressão a quente (Cortesia de Bruna Vilas Boas).

O equipamento utilizado para reaquecimento das amostras e posterior compressão funciona basicamente através de uma bobina de indução para aquecimento das amostras até a temperatura adequada, um termopar fixo a amostra tendo em vista o controle da temperatura exata de conformação, um sistema eletrônico de monitoramento que controlava a temperatura da bobina de aquecimento e, através da medição do tempo de duração do ensaio, através de um cronometro manual, o tempo total do ensaio podia der medido e consequentemente, a taxa de aquecimento analisada.

Uma vez atingida a temperatura adequada (45% ou 60% de fração sólida), a amostra era estabilizada a essa temperatura por tempos de 0, 30, 90 ou 210 segundos, conforme descrito anteriormente e então submetida a ensaio de compressão, a uma taxa de 100mm/s, o que significa dizer que o material era conformado de uma altura inicial de 30mm a uma altura final de 10mm em 0,2s.

A medição da carga foi possível devido à presença de uma célula de carga acoplada a um sistema de aquisição de dados, o qual pôde medir a intensidade da força aplicada à amostra para cada posição do corpo de prova durante sua deformação, desde sua altura inicial de 30mm, até sua altura final de 10mm, tendo sido analisados aproximadamente 1000 pontos entre essas duas condições.

A partir dos dados dos ensaios de viscosidade foram plotados gráficos *tensão x deformação* e *viscosidade aparente x taxa de cisalhamento* para cada ensaio realizado para avaliação da viscosidade das ligas e observação de seu comportamento quando submetidas a tensão. Essa estratégia de aquecimento das ligas a 45% e 60% de fração sólida objetivou a obtenção da fração sólida ideal para a tixoconformação e para a aplicação industrial das ligas. Já os diferentes tempos de reaquecimento tiveram em vista a análise da evolução morfológica da microestrutura das ligas em estudo, como já discutido anteriormente.

## 3.5 Análise Microestrutural.

Para a análise microestrutural nove amostras de 25mm de altura por 30mm de diâmetro foram retiradas de cada uma das ligas estudadas, totalizando 36 amostras, dessas 32 sofreram reaquecimento e quatro amostras (uma de cada liga), serviram para análise da microestrutura da condição apenas fundida.

Após isso as 32 amostras sofreram processo semelhante ao de obtenção da viscosidade, ou seja, cada amostra foi reaquecida a 45% ou 60% de fração sólida e mantida a essa temperatura por 0, 30, 90 ou 210 segundos, sendo o resultado dos testes exemplificados na Tabela 3.6.

A seguinte notação foi usada para simplificar a tabela a seguir:



Diferentemente da viscosidade em que as amostras após aquecidas eram submetidas a um ensaio de compressão, para caracterização metalográfica, após reaquecidas as amostras eram imediatamente imersas em água, na tentativa de se "congelar" a estrutura, possibilitando analisar o efeito do tratamento térmico de globularização.

As amostras produzidas foram serradas ao meio em máquina Cut-off. Após cortadas as amostras foram lixadas em lixadeira do laboratório de Engenharia de Materiais da FEM em uma sucessão de lixas d'água, tendo início com uma lixa com granulometria de 100 mesh, passando sucessivamente por lixas com 220, 320, 400, 600, 800 1200 e 1500 mesh, para obtenção de uma

superfície muito bem lixada para posterior polimento. A diminuição gradativa da granulometria da lixa serve para se obter sempre um lixamento menos grosseiro que o obtido pela lixa anterior, sendo que após a passagem pela lixa de 1500 mesh a amostra está apta para polimento.

Amostra 1	3%Si - 45% fs - 0s	Amostra 17	5%Si - 45% fs - 0s
Amostra 2	3%Si-45% fs-30s	Amostra 18	5%Si-45% fs-30s
Amostra 3	3%Si-45% fs-90s	Amostra 19	5%Si-45% fs-90s
Amostra 4	3%Si-45% fs-210s	Amostra 20	5%Si-45% fs-210s
Amostra 5	3%Si - 60% fs - 0s	Amostra 21	5%Si-60% fs-0s
Amostra 6	3%Si-60% fs-30s	Amostra 22	5%Si-60% fs-30s
Amostra 7	3%Si-60% fs-90s	Amostra 23	5%Si-60% fs-90s
Amostra 8	3%Si-60% fs-210s	Amostra 24	5%Si-60% fs-210s
Amostra 9	4%Si - $45%$ fs - 0s	Amostra 25	6%Si-45% fs-0s
Amostra 10	4%Si - $45%$ fs - $30$ s	Amostra 26	6%Si-45% fs-30s
Amostra 11	4%Si-45% fs-90s	Amostra 27	6%Si-45% fs-90s
Amostra 12	4%Si-45% fs-210s	Amostra 28	6%Si-45% fs-210s
Amostra 13	4%Si-60% fs-0s	Amostra 29	6%Si-60% fs-0s
Amostra 14	4%Si-60% fs-30s	Amostra 30	6%Si-60% fs-30s
Amostra 15	4%Si - $60%$ fs - $90$ s	Amostra 31	6%Si-60% fs-90s
Amostra 16	4%Si - $60%$ fs - $210$ s	Amostra 32	6%Si-60% fs-210s

Tabela 3.6 – Resumo das características das diferentes amostras utilizadas para a metalografia.

Após o lixamento a amostra era limpa em banho de ultrasom e após isso lavada em água corrente. Feito esse processo teve-se início o procedimento de polimento das amostras, que consistiu na colocação da amostra em politriz utilizando pano de polimento de 6µm. Sobre o pano era colocada uma solução de alumina (6µm) com detergente e água, já que os testes com polimento utilizando pasta de diamante resultaram em amostras riscadas. Após o polimento em pano de 6µm as amostras eram polidas em pano de 1µm, com solução de alumina também de 1µm, até perfeito espelhamento da amostra.

Após perfeitamente polidas as amostras foram atacadas com solução de 1% de ácido fluorídrico (HF), para que os contornos de grãos e precipitados fossem revelados e pudessem ser analisados em microscópio. Os tempos de ataque em solução de HF para cada amostra apresentou variações, sendo que se convencionou atracar a amostra por um tempo relativamente curto (3 segundos) e verificar a visibilidade dos contornos de grão em microscópio, estando os grãos visíveis o ataque químico era encerrado, já se os contornos de grão apresentassem baixa visibilidade novo ataque era realizado sobre a mesma amostra e nova análise em microscópio

levada a cabo. O procedimento era repedido até a obtenção de contornos de grãos perfeitamente visíveis, sempre se tomando cuidado para não atacar a amostra por tempo demasiado, o que resultava em "queima" da superfície da amostra que precisava ser lixada novamente e também polida, para ficar apta para novo ataque químico.

Após o ataque químico as amostras eram levadas ao microscópio óptico da marca Laica DM ILM do Departamento de Engenharia de Fabricação da FEM e 10 fotos eram tiradas para cada uma das quatro lentes de aumento disponíveis (50x, 100x, 200x e 500x). Um exemplo das fotos tiradas para cada aumento encontram-se na Figura 3.6.

As fotos com aumento de 100 vezes serviriam como base para a contagem dos tamanhos de glóbulo das amostras, mas como será justificado adiante, as fotos provenientes da micrografia colorida é que foram usadas para tal intuito. Para a contagem do tamanho de glóbulos foi usado o método dos interceptos de Heyn regulado pela norma ASTM E112 (ASTM, 1996).

Basicamente a contagem de glóbulos foi feita construindo-se uma tríade com comprimento igual a um múltiplo do fundo de escala utilizada na imagem, contando-se o número de glóbulos percorridos por cada linha reta formadora da tríade (Figura 3.7).

Após a primeira contagem a tríade era movimentada para outras duas posições diferentes, dessa forma três diferentes campos de contagem de glóbulos eram analisados em cada micrografia, sendo utilizadas quatro imagens de diferentes regiões da secção transversal de cada amostra perfazendo um total de 12 campos para cada condição analisada.

Com os dados obtidos uma média de contagem de glóbulos para cada micrografia seria realizada e também uma média geral das quatro micrografias seria obtida. Com tal valor em mãos seria pego o tamanho da linha formadora da tríade e seu comprimento comparado com o comprimento da linha de escala da micrografia e, através de uma regra de três, seria calculado o tamanho da linha da tríade em micrômetros.

Finalmente, dividindo o comprimento em micrômetros de uma linha da tríade pela média da contagem de glóbulos, um tamanho médio de glóbulos seria obtido, obviamente em micrômetros.



**Figura 3.6** – Fotos de amostra após ataque químico com solução de HF com aumento de quinhentas vezes (A), duzentas vezes (B), cem vezes (C) e cinquenta vezes (D). Amostra usada como referência: Amostra 10 (Tabela 3.6).



Figura 3.7 – Exemplificação do processo de contagem de glóbulos. Amostra usada como referência: Amostra 10 (Tabela 3.6).

Como foi mencionado anteriormente, todo o processo para contagem de glóbulos descrito nessa seção foi realizado, porém tomando como base as micrografias coloridas usadas para contagem de grãos e não as micrografias convencionais, como descrito. Isso se deveu a observação durante o decorrer do projeto que, mais interessante do que se obter médias de tamanho de glóbulos e grãos de imagens independes, seria obterem-se tais médias para a mesma região de análise, obtendo-se dessa forma tamanhos de grãos e glóbulos contados tendo como base a mesma imagem metalográfica, podendo-se dessa forma correlacionar com mais propriedade os tamanhos de grãos e glóbulos.

Dessa forma o procedimento experimental descrito anteriormente foi realizado exatamente conforme descrito, porém tomando-se como base imagens obtidas da forma como será visto na secção subsequente e não as imagens micrográficas mencionadas anteriormente, que foram arquivadas em caso de necessidade de análise.

Para a análise microestrutural por metalografia colorida, as mesmas amostras analisadas microestruturalmente foram lixadas tendo em vista a remoção do ataque químico anterior. Novo processo de polimento foi realizado exatamente como descrito anteriormente e novo ataque em solução de HF com 1% de concentração foi realizado. Esse novo ataque, porém, difere do anterior pelo menor tempo em que a amostra foi submetida ao ataque, tendo em vista apenas um sutil contraste entre os contornos de grãos e seu interior.

Após esse primeiro ataque as amostras foram submetidas a um ataque eletrolítico utilizando-se o eletrólito HBF<sub>4</sub> (ácido fluorbórico) em solução, a uma concentração de 1,8% e tensão de 40 Volts sob agitação constante, por um tempo médio de ataque de 5 minutos. Após o ataque eletrolítico as amostras foram novamente analisadas em microscópio óptico (Leica DM ILM), porém desta feita utilizando-se filtros polarizados para obtenção de imagens coloridas dos grãos das amostras. Desta forma, grãos com mesma orientação cristalina apresentaram mesma coloração, permitindo a diferenciação entre grãos e glóbulos, já que agora, pelo método dos interceptos de Reyn, "glóbulos" adjacentes com mesma coloração representam um único grão.

À semelhança da micrografia convencional, para a micrografia colorida também foram escolhidas quatro imagens de cada secção transversal das amostras e três campos foram analisados em cada uma das imagens, perfazendo um total de 12 campos de análise de grãos por amostra.

Com o resultado das contagens disponíveis, processo idêntico ao descrito para a micrografia convencional foi realizado para determinação do tamanho médio de grão das amostras (Figura 3.8).

Como já discutido e justificado na secção anterior as micrografias coloridas, como exemplificado na Figura 3.8, serviram como base não só para a contagem de grãos, como também para a contagem de glóbulos.



**Figura 3.8** - Exemplificação do processo de contagem de glóbulos. Amostra usada como referência: Amostra 10 (Tabela 3.6).

Também como já mencionado, o fator de forma utilizado para caracterização do material foi a circularidade. Para a medição de tal parâmetro foi utilizado o *software* ImageJ 1.44p, sendo que as mesmas imagens analisadas na micrografia foram utilizadas também para a obtenção da circularidade.

O *software* basicamente tende a evidenciar os contornos de grãos da imagem e a partir da geometria de tais contornos (Figura 3.9), atribui um valor que varia de 0 a 1 para cada contorno, sendo o valor "1" atribuído a um contorno perfeitamente circular e à medida que a geometria do contorno se afasta desse formato, um valor mais baixo é atribuído ao mesmo.

Dessa forma o *software* fornece valores de circularidade para uma grande quantidade de grãos e também uma média desses valores e seu respectivo desvio padrão. Tais valores serviram como base para comparação entre a circularidade dos grãos das diversas ligas estudadas.



Figura 3.9 – Exemplificação do processo de análise da circularidade das imagens metalográficas.

## **4 RESULTADOS E DISCUSSÕES**

O presente capítulo apresenta os resultados de todos os testes e análises realizados durante o projeto, os quais tiveram o procedimento experimental descrito no capítulo anterior (*Materiais e Métodos*). Além de apresentar todos os dados o capítulo também faz uma análise e discussão sobre cada resultado obtido, bem como uma comparação entre os resultados para as diferentes ligas, sempre visando o escopo maior do trabalho que é a identificação da liga com maiores possibilidades de aplicação em larga escala.

#### 4.1 Temperatura de Vazamento para Produção das Ligas.

Para determinação da temperatura ideal de vazamento para produção das ligas objeto de estudo, gráficos de comportamento térmico do material foram traçados com ajuda do *software* Thermo-Calc. O *software* basicamente descreve o comportamento do material em função da temperatura, no que tange a sua transformação do estado sólido (indicação 0 no eixo das ordenadas do gráfico), até a completa passagem do material para o estado líquido (indicação 1.0 no eixo das ordenadas do gráfico), ou seja, desde a temperatura em que o material apresenta 0% de fração líquida até o momento em que apresenta 100% de fração líquida. Estas transformações são apresentadas nas Figuras 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4.

Esse cálculo foi feito usando-se as composições químicas nominais das ligas, que seriam todas contendo 5wt%Zn e 3, 4, 5 ou 6wt%Si, e cerca de 0,45wt%Mg. Para todos os casos primeiramente ocorre a fusão do Mg<sub>2</sub>Si e logo em seguida começa a fusão do eutético alumíniosilício. Esta é a ocorrência mais instável, devendo todos os processos de tixoconformação se adequarem para as frações sólidas em que todo o eutético já esteja líquido. Existem inúmeras pesquisas na literatura que avaliaram a solidificação deste eutético, mas pouco existe sobre a fusão. Este trabalho tem caráter mais tecnológico e não focará este fenômeno, apenas utilizandoo, mas é preciso ressaltar que muito há por fazer no estudo desta liquefação. Após a fusão do eutético começa a fusão da fase primária  $\alpha$  composta por alumínio e zinco em solução sólida. Para a concentração de zinco mencionada, o *software* Thermo-Calc não prevê a existências de outras fases.



Figura 4.1 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-3wt%Si-5wt%Zn.



Figura 4.2 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-4wt%Si-5wt%Zn.



Figura 4.3 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-5wt%Si-5wt%Zn.



Figura 4.4 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-6wt%Si-5wt%Zn.

Como temperatura de vazamento convencionou-se usar uma temperatura 50°C superior a temperatura indicada nos gráficos para 100% de material no estado líquido. Esse valor superior de temperatura deve-se a queda de temperatura associada ao momento de retirada da matériaprima fundida do forno até o momento de seu vazamento, que por se tratar de um processo manual, demandava tempo entre essa retirada, medição da temperatura do banho líquido através de termopar, acionamento do campo eletromagnético do estator de indução, preparação para o vazamento e vazamento propriamente dito.

Dessa forma as temperaturas de vazamento de fato utilizadas encontram-se na Tabela 4.1, bem como as temperaturas *liquidus* e *solidus* fornecidas pelos gráficos anteriores.

Ligas	Temperatura Solidus [°C]	Temperatura <i>Liquidus</i> [°C]	Temperatura de Vazamento [°C]
Al-3wt%Si-5,0wt%Zn	503	631	681
Al-4wt%Si-5,0wt%Zn	503	624	674
Al-5wt%Si-5,0wt%Zn	503	618	668
Al-6wt%Si-5,0wt%Zn	503	611	661

**Tabela 4.1** – Temperaturas de vazamento utilizadas para produção das ligas.

## 4.2 Composição Química das Ligas Produzidas.

A partir das matérias-primas descritas na secção anterior, as ligas que serviram de base para o projeto foram produzidas e suas composições químicas finais analisadas sendo os resultados e respectivos desvios padrões mostrados nas Tabelas 4.2, 4.3 4.4 e 4.5.

As tabelas apresentam a média para os resultados das amostras da base e meio do lingote individualmente e uma última tabela apresenta os dados finais de todas as ligas, sendo os dados apresentados sempre como porcentagens em relação ao peso total da liga.

Tabela 4.2 – Composição química das amostras da liga Al-3wt%Si-5wt%Zn.

Elemen	tos Químicos	Al	Si	Zn	Cu	Mg	Fe	Ti
Amostra	Média [%]	91,615	3,204	4,691	0,035	0,122	0,084	0,209
(Base)	Desvio Padrão	0,198	0,093	0,111	0,002	0,005	0,005	0,013
Amostra	Média [%]	91,649	3,214	4,651	0,035	0,122	0,083	0,207
(Topo)	Desvio Padrão	0,095	0,032	0,070	0,001	0,003	0,004	0,009

Tabela 4.3 – Composição química das amostras da liga Al-4wt%Si-5wt%Zn.

Elemen	tos Químicos	Al	Si	Zn	Cu	Mg	Fe	Ti
Amostra	Média [%]	90,944	3,960	4,610	0,052	0,185	0,096	0,121
(Base)	Desvio Padrão	0,216	0,105	0,147	0,002	0,002	0,009	0,006
Amostra	Média [%]	90,383	4,366	4,745	0,056	0,200	0,107	0,111
(Topo)	Desvio Padrão	0,199	0,122	0,083	0,002	0,009	0,006	0,009

Elemen	tos Químicos	Al	Si	Zn	Cu	Mg	Fe	Ti
Amostra	Média [%]	89,084	5,394	4,843	0,059	0,236	0,142	0,189
(Base)	Desvio Padrão	0,156	0,093	0,134	0,002	0,005	0,007	0,013
Amostra	Média [%]	89,396	5,156	4,764	0,056	0,227	0,157	0,190
(Topo)	Desvio Padrão	0,154	0,134	0,095	0,002	0,002	0,010	0,006

Tabela 4.4 – Composição química das amostras da liga Al-5wt%Si-5wt%Zn.

Tabela 4.5 – Composição química das amostras da liga Al-6wt%Si-5wt%Zn.

Elemen	tos Químicos	Al	Si	Zn	Cu	Mg	Fe	Ti
Amostra	Média [%]	88,534	5,976	4,842	0,075	0,287	0,132	0,118
(Base)	Desvio Padrão	0,276	0,265	0,135	0,004	0,005	0,014	0,007
Amostra	Média [%]	88,237	6,134	4,963	0,078	0,290	0,143	0,118
(Topo)	Desvio Padrão	0,192	0,100	0,253	0,002	0,006	0,010	0,008

Pelas análises dos dados nota-se uma pequena diferença de composição entre a amostra da base e a amostra a uma posição de 100mm da base, porém, como pode ser notado, essa diferença não foi significativa podendo as ligas serem consideradas homogêneas em relação a sua composição química ao longo de toda a extensão útil dos lingotes produzidos. A Tabela 4.6 sintetiza estas composições ao colocar suas médias para efeito de comparação.

Elemei	ntos Químicos	Al	Si	Zn	Cu	Mg	Fe	Ti
X = 3%	Média [%]	91,632	3,209	4,671	0,035	0,122	0,083	0,208
	Desvio Padrão	0,147	0,066	0,090	0,001	0,004	0,004	0,010
X = 4%	Média [%]	90,663	4,163	4,678	0,054	0,192	0,102	0,102
	Desvio Padrão	0,355	0,239	0,133	0,003	0,010	0,009	0,009
X = 5%	Média [%]	89,240	5,275	4,803	0,058	0,231	0,149	0,190
	Desvio Padrão	0,220	0,166	0,117	0,002	0,006	0,011	0,009
X = 6%	Média [%]	88,386	6,055	4,902	0,077	0,289	0,138	0,118
	Desvio Padrão	0,274	0,206	0,202	0,003	0,005	0,013	0,007

Tabela 4.6 – Composição química final para as amostras das ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn.Elementos QuímicosAlSiZnCuMgFeTi

## 4.3 Temperatura de 45% e 60% de Fração Sólida para as Ligas.

Após a determinação das temperaturas de vazamento das ligas, sua produção em si e a determinação de suas composições químicas exatas, nova análise com o *software* Thermo-Calc foi feita, desta vez utilizando a composição química real das ligas produzidas (Tabela 4.6) e não

mais suas composições químicas nominais. Os novos gráficos de temperatura *liquidus* e *solidus* produzidos pelo *software* serviram para determinação da temperatura exata de 45% e 60% de fração sólida do material, temperaturas as quais foram usadas posteriormente para reaquecimento do material e estudo metalográfico e de viscosidade.

Sendo assim os gráficos de *fração líquida x temperatura* para as ligas produzidas, utilizando suas composições químicas exatas, encontram-se nas Figuras 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8.

Os gráficos além de apresentarem as temperaturas *solidus* (intersecção do início do gráfico com o eixo das abscissas) e *liquidus* (intersecção do final do gráfico com o eixo das abscissas) trazem também a temperatura de 45% e 60% de fração sólida usadas no decorrer do trabalho e cujos resultados encontram-se na Tabela 4.7.

Para efeito de comparação de comportamento, nota-se que as temperaturas para 45% de fração sólida sempre ocorrerão na faixa de transformação da fase primária, mas para 60% de fração sólida nem sempre isso será possível, como no caso da liga com 6,1wt%Si, o que poderá acarretar para este caso, dificuldades no controle do processo. Note-se que após a fusão do eutético há uma diminuição da inclinação da curva *Fração de Líquido x Temperatura*, ou seja, variações na temperatura não causarão grandes variações nas frações sólidas, o que é fundamental para o controle do processo.



**Figura 4.5** – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-3,2wt%Si-4,7wt%Zn.



**Figura 4.6** – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-4,2wt%Si-4,7wt%Zn.



Figura 4.7 – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-5,3wt%Si-4,8wt%Zn.



**Figura 4.8** – Temperaturas de transformação Líquido x Sólido para a liga Al-6,1wt%Si-4,9wt%Zn.

<b>Tabela 4.</b> 7 – Temperaturas de 4576 e 6676 de mação sonda para as ngas produzidas.						
Ligas	Temperatura - 60% de Fração	Temperatura - 45% de Fração				
Ligas	Sólida [°C]	Sólida [°C]				
Al-3wt%Si-5,0wt%Zn	598	614				
Al-4wt%Si-5,0wt%Zn	582	602				
Al-5wt%Si-5,0wt%Zn	567	588				
Al-6wt%Si-5,0wt%Zn	566	578				

**Tabela 4.7** – Temperaturas de 45% e 60% de fração sólida para as ligas produzidas.

## 4.4 Análise Metalográfica Convencional.

Todo o procedimento experimental para obtenção das amostras que serviram de base para a metalografia convencional, bem como o procedimento empregado para a obtenção das micrografias e processo realizado para contagem de glóbulos foi descrito na seção *Materiais e Métodos*. Agora apenas as imagens metalográficas obtidas serão apresentadas, assim como os resultados das contagens de glóbulos realizadas.

Como já mencionado as micrografias coloridas foram usadas tanto para contagem de glóbulos quanto para a contagem de grãos e avaliação do fator de forma. Assim sendo, as

micrografias convencionais aqui apresentadas serviram para uma análise visual da evolução microestrutural do material desde sua condição fundida até um tempo de globularização de 210s, passando pelos tempos de globularização de 0, 30 e 90 segundos, para as condições de 45% de fração sólida e 60% de fração sólida. Dessa forma apenas uma micrografia será apresentada para cada condição das ligas estudadas para um aumento de 500x, embora uma quantidade muito maior de imagens tenha sido obtida para cada liga estudada.

Além disso, através das micrografias e com a grande ampliação da imagem gerada pelo microscópio, é possível se ver em detalhes as características dos contornos de grãos das ligas bem como a presença de partículas de segunda fase ou impurezas nas ligas.

A seguir são apresentadas as micrografias para as ligas após fundição (Figura 4.9).





A seguir serão apresentadas micrografias para todas as ligas estudas, para as frações sólidas e tempos de globularização propostos anteriormente, sendo os resultados apresentados da seguinte forma:

- Barra de escala no valor de 50µm;

- Fotos à esquerda apresentando 45% de fração sólida;

- Fotos à direita apresentando 60% de fração sólida;

- Indicação no canto superior direito de cada imagem indicando o respectivo tempo de globularização a que foi submetida à amostra.

Pode-se notar que há um aumento na quantidade de eutético com o aumento da quantidade de Si da liga, como é de se esperar e, que o reaquecimento tanto à fração sólida de 45% como a 60% produziu o efeito de globularização necessário aos processos de tixoconformação. Pode-se ver nitidamente que a estrutura dendrítica fina, já quase globular devido à eficiência do processo de fabricação, se torna bastante similar às estruturas apresentadas na literatura para a liga A356.



Figura 4.10 – Micrografias da liga Al-3wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 500x.



**Figura 4.11** – Micrografias da liga Al-4wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 500x.



Figura 4.12 – Micrografias da liga Al-5wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 500x.



Figura 4.13 – Micrografias da liga Al-6wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 500x.
#### 4.5 Análise Metalográfica por Polarização de Imagem.

Nessa seção serão apresentadas as imagens metalográficas obtidas após ataque eletrolítico e análise em microscópio com filtros polarizados para obtenção de imagens coloridas, tendo em vista a análise dos grãos, que como já mencionado apresentam coloração semelhante quando dotados de mesma orientação cristalográfica. Mais uma vez é importante ressaltar que tais imagens também serviram como base para a contagem de glóbulos, sendo cada glóbulo separado por um contorno escuro ao redor de uma região colorida. A contagem de grãos foi feita considerando-se que regiões coloridas adjacentes, de mesma coloração, representam o mesmo grão.

A Figura 4.14 apresenta as micrografias para as ligas após fundição, já as Figuras 4.15, 4.16, 4.17 e 4.18, apresentam as micrografias para as ligas Al-3wt%Si-5wt%Zn, Al-4wt%Si-5wt%Zn, Al-5wt%Si-5wt%Zn e Al-6wt%Si-5wt%Zn respectivamente.

Pode-se notar que o processo de obtenção destas ligas, que implica na solidificação rápida sob intensa agitação eletromagnética, além da utilização do refino de grão, produziu materiais com diminuto tamanho de grão. Deve-se salientar que não há variação significativa de tamanho de grão, aqui considerados como áreas adjacentes com a mesma coloração, mas há variação de forma. Nota-se que quanto maior o teor de silício, menor o efeito do refino e o grão apresenta morfologia com característica mais dendrítica. Já para baixos teores de silício, somente o efeito do refino já foi suficiente para produzir a desejada estrutura globular.



**Figura 4.14** – Micrografias das ligas fundidas para um aumento de 100x. (A) Al-3wt%Si-5wt%Zn, (B) Al-4wt%Si-5wt%Zn, (C) Al-5wt%Si-5wt%Zn e (D) Al-6wt%Si-5wt%Zn.

Para as imagens a seguir a mesma diagramação da seção anterior é respeitada, ou seja, imagens à esquerda representando as ligas com 45% de fração sólida, imagens à direita com 60% de fração sólida e tempos de globularização indicados no canto superior direito de cada imagem.

Para todos os casos o reaquecimento tanto a 45% como a 60% de fração sólida foi suficiente para causar a globularização, mas com o aumento do teor de silício a estrutura mais dendrítica gerou glóbulos mais irregulares. Nota-se também a existência de glóbulos de mesma coloração aparentemente desconectados, esta é a parte importante da metalografia colorida. Na realidade trata-se de glóbulos interconectados formando um grão com tamanho e formato irregular, quando no estado semi-sólido este grão irregular permanece na forma de um aglomerado, ou *cluster*, estes aglomerados sólidos em meio líquido podem causar certa dificuldade no processamento por tixoconformação, de tal forma que se espera pobre comportamento viscoso para a liga com alto teor de silício.



Figura 4.15 – Micrografias da liga Al-3wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 100x.



**Figura 4.16** – Micrografias da liga Al-4wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 100x.



**Figura 4.17** – Micrografias da liga Al-5wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 100x.



**Figura 4.18** – Micrografias da liga Al-6wt%Si-5wt%Zn para um aumento de 100x.

### 4.6 Contagem de Glóbulos.

A seguir são apresentados os resultados obtidos para a contagem de glóbulos realizada para todas as ligas estudadas, para todas as condições de fração sólida e tempo de reaquecimento propostos. Inicialmente os resultados são apresentados em forma de tabela e a seguir gráficos comparativos são propostos tendo em vista uma visão facilitada acerca de todos os resultados obtidos, permitindo uma análise simplificada da evolução do tamanho médio de glóbulos desde as ligas em seu estado fundido passando por todos os tempos de gobularização.

Liga	Fração Sólida [%]	Tempo de Globularização [s]	Tamanho de Glóbulo [µm]
	F	undida	$35,3 \pm 0,9$
		0	$54,1 \pm 3,0$
	15	30	$57,1 \pm 3,4$
	45	90	$66,2 \pm 2,9$
Al-3wt%Si-5wt%Zn		210	$72,9 \pm 4,1$
		0	$53,2 \pm 2,1$
	60	30	$61,5 \pm 2,1$
	00	90	$68,1 \pm 2,3$
		210	$70,9 \pm 3,9$
	F	undida	$41,6 \pm 2,2$
		0	$54,7 \pm 1,8$
	45	30	$58,0 \pm 2,1$
		90	$66,0 \pm 2,2$
Al-4wt%Si-5wt%Zn		210	$67,7 \pm 4,3$
		0	$74,0 \pm 3,8$
	60	30	$69,9 \pm 4,4$
	00	90	$86,0 \pm 14,4$
		210	$86,9 \pm 5,5$
Al-5wt%Si-5wt%Zn	F	undida	$38,2 \pm 1,4$
		0	$59,3 \pm 1,8$
	15	30	$62,2 \pm 2,0$
	45	90	$66,6 \pm 2,1$
		210	$75,7 \pm 6,6$
	60	0	$59,1 \pm 5,4$
		30	$61,1 \pm 1,0$
		90	$67,1 \pm 3,5$

**Tabela 4.8** – Tamanho médio de glóbulo para todas as ligas e condições estudadas.

		210	$68,8 \pm 3,0$
	Fundida		$44,7 \pm 0,1$
	45	0	$70,6 \pm 4,2$
		30	$66,3 \pm 5,4$
		90	$76,5 \pm 6,6$
Al-6wt%Si-5wt%Zn		210	$90,3 \pm 4,3$
	60	0	$63,5 \pm 2,0$
		30	$64,4 \pm 5,4$
		90	$65,6 \pm 5,0$
		210	$78,8 \pm 3,3$



Figura 4.19 – Resultados individuais de tamanho médio de glóbulo dispostos graficamente para comparação entre todas as ligas e condições estudadas.

Através da análise dos gráficos da Figura 4.19 é possível notar que as ligas fundidas apresentaram menor tamanho de glóbulo, neste caso este "tamanho de glóbulo" é na realidade o tamanho do espaçamento dendrítico primário mas, como apresentado anteriormente, esta dendrita

já se encontra fortemente globularizada devido ao refino de grão e ao forte campo eletromagnético que gerou fortes correntes convectivas durante o processo de solidificação. Ademais este fenômeno já era esperado devido à ausência de reaquecimento da liga a seu estado semi-sólido e consequente não globularização da fase primária, que tem como contrapartida os fenômenos de coalescência.

Além disso, através da análise dos gráficos da Figura 4.19, para as ligas submetidas a reaquecimento, percebe-se uma tendência a aumento do tamanho médio de glóbulos com o aumento do tempo em que a liga fica submetida a sua temperatura de fração sólida, o que significa dizer que os tempos de globularização de 210 segundos via de regra foram os que apresentaram maiores tamanhos de glóbulo.

Por fim pode-se observar que para as ligas com teor de silício de 4% (60% de fração sólida) e 6% (45% de fração sólida), os tamanhos médios de glóbulo apresentam uma tendência a queda para tempos de globularização de 30 segundos em relação aos tempos de 0 segundos, voltando a aumentar de tamanho para tempos de 90 e 210 segundos.

Não foi possível notar pelos gráficos uma tendência de comportamento entre as frações sólidas das ligas e o tamanho médio de glóbulo, já que para as ligas com 3% e 5% de silício o comportamento do tamanho médio de glóbulo foi muito semelhante para as duas frações sólidas. Já para a liga com 4% de silício a fração sólida de 60% apresentou maiores tamanhos de glóbulo em relação a 45% de sua fração sólida. Comportamento inverso foi observado para a liga com 6% de silício.

Para facilitar a comparação entre as diversas ligas estudadas o gráfico da Figura 4.20 sintetiza os resultados, excetuando-se a condição fundida das ligas, que como já foi discutido e apresentado anteriormente, é a que apresenta menor tamanho de glóbulo. Pela observação do gráfico é possível notar que a liga que apresentou maior tamanho médio de glóbulo foi a liga com 4% de Si para uma fração sólida de 60%. Na sequência está a liga com 6% de Si (45% de fração sólida), apresentando esta última o maior tamanho de glóbulo para um tempo de reaquecimento de 210 segundos, em comparação com a primeira.

Já em relação ao menor tamanho de glóbulo observou-se uma dispersão de valores muito próxima entre todas as outras condições analisadas, para todos os tempos de tratamento térmico e frações sólidas estudadas, sendo que as seguintes ligas que apresentaram valores um pouco

menores no que tange a tamanho de glóbulos foram: 4% de silício (45% de fração sólida) e 3% de silício (45% de fração sólida).



Figura 4.20 – Resultados de tamanho médio de glóbulo, agrupados graficamente para comparação entre todas as ligas e condições estudadas.

#### 4.7 Contagem de Grãos

Semelhantemente ao tópico anterior, agora são apresentados os resultados para a contagem de grãos realizada para todas as ligas objeto de estudo, para todas as condições de fração sólida e tempos de reaquecimento propostos nas metalografias coloridas. Novamente os resultados são apresentados em forma de tabela (Tabela 4.9) e a seguir gráficos comparativos são propostos (Figura 4.21). Assim como para o tamanho médio de glóbulos, o tamanho médio de grãos para as ligas fundidas ficou abaixo dos tamanhos de grãos para as ligas globularizadas. Novamente percebe-se uma tendência a aumento do tamanho de grão com relação ao tempo de tratamento térmico a que a liga foi submetida, porém essa tendência não é tão acentuada em comparação com a análise dos dados para tamanho de glóbulo.

É possível notar pela comparação dos gráficos de tamanho de grãos e tamanho de glóbulos que o comportamento tende a ser equivalente para ambas as medições, ou seja, para as ligas com

teor de silício de 4% (60% de fração sólida) e 6% (45% de fração sólida), os tamanhos médios de grãos apresentam tendência a queda para tempos de globularização de 30 segundos em relação aos tempos de 0 segundos, voltando a aumentar de tamanho para tempos de 90 e 210 segundos. Também não foi possível notar pelos gráficos uma tendência de comportamento entre as frações sólidas das ligas e o tamanho médio de grãos, já que para a liga com 4% de silício a fração sólida de 60% apresentou maiores tamanhos de grãos em relação a 45% de sua fração sólida e comportamento inverso foi observado para a liga com 6% de silício.

	Euro a 🛪 a	Tempo de	
Liga	Flação	Globularização	Tamanho de Grão [µm]
	Sonda [%]	[s]	
	F	undida	$52,9 \pm 3,1$
		0	$68,5 \pm 2,5$
	15	30	$67,5 \pm 4,7$
	43	90	$79,6 \pm 4,4$
Al-3wt%Si-5wt%Zn		210	$89,0 \pm 3,7$
		0	$67,4 \pm 3,7$
	60	30	$79,8 \pm 8,0$
	00	90	$82,5 \pm 3,3$
		210	$88,8 \pm 4,5$
	F	undida	$57,9 \pm 2,1$
		0	$70,6 \pm 6,9$
	15	30	$72,7 \pm 3,4$
	43	90	$84,1 \pm 6,8$
Al-4wt%Si-5wt%Zn		210	$86,4 \pm 0,5$
		0	$94,0 \pm 3,1$
	60	30	$91,2 \pm 5,3$
	00	90	$106,2 \pm 16,1$
		210	$105,1 \pm 5,3$
	F	undida	$56,4 \pm 2,8$
		0	$83,8 \pm 3,0$
	15	30	$94,0 \pm 8,00$
	43	90	$92,8 \pm 2,6$
Al-5wt%Si-5wt%Zn		210	$98,4 \pm 14,1$
		0	$84,6 \pm 5,6$
	60	30	$88,9 \pm 4,2$
	00	90	$88,2 \pm 6,4$
		210	$88,8 \pm 5,0$
Al-6wt%Si-5wt%Zn	F	undida	$77,9 \pm 11,0$
	45	0	$100,8 \pm 6,0$

Tabela 4.9 – Tamanho médio de grão para todas as ligas e condições estudadas.

		30	$95,0 \pm 9,6$
		90	$113,2 \pm 5,2$
		210	$108,9 \pm 0,8$
	60	0	$88,6 \pm 5,6$
		30	$95,6 \pm 5,1$
		90	$94,9 \pm 8,6$
		210	$106,3 \pm 2,8$





**Figura 4.21** – Resultados individuais de tamanho médio de grão dispostos graficamente para comparação entre todas as ligas e condições estudadas.

Em contrapartida uma leve diferença foi notada para as ligas com 3% e 5% de Si, já que para os tamanhos médios de glóbulos, ambas as frações sólidas apresentavam tamanho de partícula primária semelhante, já para o tamanho médio de grãos, pode-se notar que para a liga com 3% de Si, a condição de 60% de fração sólida apresentou tamanho de grãos um pouco

superiores em comparação com a condição de 45% de fração sólida, ocorrendo situação semelhante para a liga com 5% de Si, porém com a condição de 45% de fração sólida apresentando patamares superiores em relação ao tamanho de grão.

Novamente para facilitar a comparação entre as diversas ligas estudadas, o gráfico mostrado na Figura 4.22 sintetiza os dados encontrados.



**Figura 4.22** – Resultados individuais de tamanho médio de grão, agrupados graficamente para comparação entre todas as ligas e condições estudadas.

Diferente da análise do tamanho médio de glóbulos, que se dividiam em dois blocos, em que as ligas com 4% de Si (60% de fração sólida) e 6% de Si (45% de fração sólida) se apresentavam em um patamar superior em relação às demais, para o tamanho médio de grão essa divisão não é notada. O que se pode notar é que as três ligas com menores tamanhos de grão para todos os tempos de reaquecimento são: 3% de silício (45% de fração sólida); 3% de silício (60% de fração sólida) e 4% de silício (45% de fração sólida).

Já a liga que apresenta maior tamanho médio de grão é a liga com 6% de silício (45% de fração sólida), seguida pela liga com 4% de silício (60% de fração sólida), principalmente para tempos de reaquecimento de 0, 90 e 210 segundos, já que para o tempo de reaquecimento de 30 segundos outras ligas apresentaram tamanho de grãos no mesmo patamar dessas duas ligas.

#### 4.8 Fator de Forma - Circularidade

Agora são apresentados os resultados para um parâmetro muito importante na determinação da viabilidade ou não de uso da liga como matéria-prima para a tixoconformação que é o fator de forma conhecido como circularidade, já que este determina em que medida os glóbulos se aproximam de um formato circular. Seguindo o padrão adotado nos dois tópicos anteriores os valores de circularidade medidos são apresentados primeiramente em forma de tabela (Tabela 4.10) e na seqüência, em forma gráfica (Figura 4.23).

	<b>E</b>	Tempo de	
Liga	Fração	Globularização	Circularidade [0 a 1]
	Solida [%]	[s]	
	F	undida	$0,40 \pm 0,01$
		0	$0,59 \pm 0,03$
	15	30	$0,51 \pm 0,03$
	43	90	$0,51 \pm 0,03$
Al-3wt%Si-5wt%Zn		210	$0,50 \pm 0,03$
		0	$0,44 \pm 0,04$
	60	30	$0,54 \pm 0,02$
	00	90	$0,49 \pm 0,04$
		210	$0,54 \pm 0,05$
	F	undida	$0,48 \pm 0,04$
		0	$0,55 \pm 0,02$
	15	30	$0,56 \pm 0,02$
	45	90	$0,58 \pm 0,02$
Al-4wt%Si-5wt%Zn		210	$0,61 \pm 0,01$
		0	$0,51 \pm 0,04$
	60	30	$0,57 \pm 0,02$
	00	90	$0,59 \pm 0,03$
		210	$0,56 \pm 0,03$
	F	undida	$0,43 \pm 0,05$
		0	$0,54 \pm 0,02$
Al-5wt%Si-5wt%Zn	45	30	$0,54 \pm 0,03$
	45	90	$0,59 \pm 0,03$
		210	$0,61 \pm 0,02$
		0	$0,50 \pm 0,01$
	60 -	30	$0,54 \pm 0,01$
		90	$0,58 \pm 0,01$
		210	$0,55 \pm 0,03$

**Tabela 4.10** – Média da circularidade dos glóbulos para todas as liga e condições estudadas.

	Fundida		$0,43 \pm 0,04$
		0	$0,53 \pm 0,01$
	45	30	$0,53 \pm 0,03$
		90	$0,55 \pm 0,02$
Al-6wt%Si-5wt%Zn		210	$0,56 \pm 0,02$
	60	0	$0,58 \pm 0,02$
		30	$0,57 \pm 0,02$
	00	90	$0,62 \pm 0,01$
	-	210	$0,58 \pm 0,04$



Figura 4.23 – Resultados individuais de circularidade média dos glóbulos dispostos graficamente para comparação entre todas as ligas e condições estudadas.

Para as ligas fundidas percebe-se um patamar inferior do parâmetro circularidade em relação às ligas que sofreram reaquecimento, porém um fato importante a se ressaltar é que a liga

com composição apresentando 4% de silício apresentou um valor de circularidade superior as demais ligas estudadas.

Já para as ligas que sofreram reaquecimento a análise dos gráficos não mostra uma tendência de comportamento entre as diversas composições químicas e mesmo entre os tempos de reaquecimento, necessitando a análise ser feita de forma individual.

A análise individual do parâmetro circularidade é facilitada pelo gráfico da Figura 4.24, que apresenta todos os dados de circularidade das ligas expostos em gráfico único.



**Figura 4.24** – Resultados individuais de circularidade média dos glóbulos agrupados graficamente para comparação entre todas as ligas e condições estudadas.

A análise do gráfico acima mostra uma grande dispersão para os dados de circularidade das ligas para todos os tempos de reaquecimento. Sendo assim, uma avaliação das ligas com maiores valores de circularidade será feita para cada tempo de reaquecimento estudado.

Para o tempo de reaquecimento de 0 segundos as ligas que apresentaram maiores valores de circularidade foram as ligas com 6% de Si (60% de fração sólida), 3% e 4% de Si (45% de fração sólida). É importante ressaltar que a liga com composição com 3% de silício apresenta alto patamar de circularidade apenas para esse tempo de reaquecimento, comportamento não repetido para os demais tempos, já as duas outras ligas apresentam altos índices de circularidade para todos os tempos de reaquecimento estudados.

Já para o tempo de reaqueciemtno de 30 segundos somam-se as ligas com 4% e 6% de Si citadas anteriormente, a liga com 4% de Si (60% de fração sólida), estando essas três ligas também em um patamar superior no que diz respeito à circularidade para o tempo de 90 segundos. Para este curto período de tempo (30s), há uma confluência da circularidade para valores próximos a 0,55. Tomando este dado e verificando os valores para o tamanho de glóbulo (Figura 4.20) e tamanho de grão (Figura 4.22) nota-se que existe um comportamento entre 0 e 30s de permanência no estado semi-sólido e outro de 30 à 210s. A explicação para tal fenômeno pode envolver os mecanismos de globularização, onde a hipótese mais provável é que esta primeira etapa de globularização esteja sob influência do mecanismo de engrossamento dendrítico conhecido como "*Otswald Ripenning*", que implica na dissolução de braços menores e mais finos e engrossamento de ramos dendríticos adjacentes provocando a majoração da área pelo volume da partícula, ou seja, a globularização propriamente dita. Para tempos mais longos, aparentemente começam a operar os mecanismos de engrossamento conhecidos como coalescência e assim sendo, espera-se comportamento viscoso distinto para curtos e longos períodos de permanência no estado semi-sólido.

Por fim, para o tempo de 210 segundos, a liga com 4% de Si (60% de fração sólida) apresenta uma diminuição em relação à circularidade, porém permanecendo as ligas 3% de Si (60% de fração sólida) e 4% (45% de fração sólida) com altos níveis desse parâmetro.

Dessa forma, após análise dos dados de tamanho de grão, glóbulo e circularidade, pôde-se perceber que a liga com 4% de Si (45% de fração sólida) apresenta bons patamares para tamanho de grão, glóbulo e circularidade, para aplicação na área de tixoconformação, necessitando agora serem analisados os dados de viscosidade das ligas para a determinação correta da liga com maior potencial de aplicação em larga escala.

#### 4.9 Reologia

A partir de agora são apresentados os resultados obtidos dos ensaios de compressão à quente realizados. O sistema de compressão permite avaliar a força e a posição do punção de compressão e, utilizando-se os dados de força e deslocamento do material, pode-se construir os

gráficos de *tensão x deformação* e *viscosidade aparente x taxa de cisalhamento* para cada ensaio realizado. Após a apresentação dos gráficos serão propostas tabelas com alguns dados importantes extraídos dos gráficos de modo a embasar a discussão e facilitar as posteriores conclusões.

Como padrão convencionou-se apresentar os dados de todos os tempos de globularização de uma mesma liga e mesma fração sólida em gráfico único, produzindo-se dessa forma oito gráficos de *tensão x deformação* e oito de *viscosidade x taxa de cisalhamento*.

#### 4.9.1 Ensaios de Compressão a Quente – Tensão x Deformação.

A seguir são apresentados os gráficos de *tensão [MPa] x deformação [%]*, sintetizados na Figura 4.25. Exatamente como esperado o comportamento da tensão aplicada às amostras segue o padrão clássico de comportamento observado na literatura (ATKINSON, 2005). Para as amostras com 45% de fração sólida os dados de tensão ficaram homogêneos para todas as ligas e todos os tempos de globularização analisados, variando o pico de tensão de 5 a 8MPa praticamente para todas as ligas em todos os tempos de globularização propostos.

Já os resultados para as amostras com 60% de fração sólida (gráficos à direita), mostram uma divisão entre dois patamares de tensão para cada uma das ligas estudadas. Para a liga com 3% de silício uma diminuição nos valores de tensão é observado para o tempo de globularização de 30 segundos, em comparação com o tempo de 0 segundos, porém esse nível de força aumenta levemente para o tempo de 90 segundos e apresenta o maior nível para o tempo de 210 segundos, sendo inclusive maior o nível de tensão para esse tempo de globularização do que o nível inicial (0 segundos). Para a liga com 4% de silício os tempos de glubularização de 0 e 30 segundos apresentam níveis de tensão elevados em comparação com os valores para os tempos de 90 e 210 segundos, comportamento inverso é notado para as amostras com 5% de silício, em que os tempos de globularização de 0 e 30 segundos apresentam valores de tensão inferiores em comparação com os tempos de 90 e 210 segundos.

Por fim, para a liga com 6% de silício, os dados de tensão ficam baixos para os tempos de 0, 30 e 90 segundos aumentando somente para o tempo de globularização elevado (210 segundos).



Figura 4.25 – Resultados dos ensaios de compressão a quente – Tensão x Deformação.

É importante ressaltar que embora "homogêneos" os resultados do ponto de vista da análise gráfica (para as amostras com 45% de fração sólida), uma análise mais detalhada de cada amplitude se faz necessário, uma vez que uma diferença de 3MPa nos valores de tensão de

deformação de uma liga para outra, pode ter um impacto significativo nos esforços envolvidos na conformação do material ou mesmo na vida útil do equipamento de conformação. Tendo em vista essa necessidade de análise mais detalhada é proposta a Tabela 4.11, que apresenta os valores máximos de tensão observados em cada uma das amostras analisadas nos gráficos anteriores.

Ligo	Fração Sólida	Tempo de	Tensão	Deformação
Liga	[%]	Globularização [s]	[MPa]	[%]
		0	6,43	0,49
	15	30	7,74	0,43
	45	90	7,60	0,45
Al 3wt % Si 5wt % 7n		210	7,11	0,48
AI-5wt/05I-5wt/0ZII		0	8,44	0,50
	60	30	5,90	0,50
	00	90	7,69	0,45
		210	9,04	0,53
		0	6,66	0,45
	15	30	6,58	0,48
	45	90	6,49	0,50
Al Anto Si Switt 72		210	6,80	0,45
AI-4wt/05I-5wt/0ZII		0	8,90	0,56
	60	30	9,15	0,55
	00	90	5,21	0,43
		210	5,09	0,42
	15	0	6,90	0,47
		30	5,21	0,39
	45	90	5,81	0,44
1 5w/ 0/ 8: 5w/ 0/-7n		210	6,95	0,49
AI-JW1705I-JW170ZII		0	8,07	0,45
	60	30	6,25	0,47
	00	90	9,28	0,57
		210	9,84	0,62
		0	7,50	0,50
	15	30	5,70	0,45
A1 (+01 0: 5+01 7	45	90	6,28	0,50
	-	210	6,24	0,41
AI-0W17051-JW170ZII		0	7,86	0,49
	60	30	6,65	0,52
	- 00	90	7,21	0,50
		210	10,42	0,58

Tabela 4.11 – Valores de amplitude máxima de tensão observada nos ensaios de compressão.

#### 4.9.2 Ensaios de Compressão a Quente – Viscosidade Aparente x Taxa de Cisalhamento.

A partir desse ponto serão apresentados os dados de *viscosidade aparente* [*Pa.s*] x *taxa de cisalhamento*  $[s^{-1}]$  para cada um dos testes de compressão a quente realizados. É importante ressaltar que, como discutido na seção *Revisão Bibliográfica*, a viscosidade de todas as ligas apresentaram um patamar elevado para baixas taxas de cisalhamento, se comportando o material como um sólido e, a medido com que a taxa de cisalhamento aumentou a viscosidade tendeu a diminuir, se comportando o material como um líquido viscoso, exatamente o comportamento esperado para materiais reofundidos.

Como exemplo desse comportamento *sui generis* dos materiais reofundidos, antes de apresentar os gráficos de viscosidade de todas as ligas em conjunto, tendo em vista a comparação do comportamento viscoso entre todas elas, será apresentado um único gráfico individual, tomado ao acaso de um dos ensaios realizados, para ilustrar o comportamento de viscosidade típico de materiais reofundidos (Figura 4.26).



Figura 4.26 – Exemplo do comportamento viscoso apresentado pelas ligas estudas.

Como pode ser observado através do gráfico, a liga apresenta queda nos níveis de viscosidade a medida com que se tem um aumento na taxa de cisalhamento. É importante se ressaltar que embora essa queda de viscosidade pareça sutil no gráfico, ela é na verdade uma

queda significativa, uma vez que o eixo das ordenadas do gráfico encontra-se em escala logarítmica.

Ademais, uma linha de tendência polinomial foi ajustada aos dados do gráfico apenas como forma e ressaltar a tendência de queda da viscosidade. De forma alguma o ajuste dessa linha tem por objetivo determinar o tipo de equação matemática que rege o comportamento viscoso, já que essa tarefa foge do escopo do trabalho que é comparar as viscosidades entre as ligas estudadas e correlacionar seu comportamento com a microestrutura do material, visando à avaliação do potencial de aplicação dos materiais em escala industrial.

Como mencionado, embora pareça sutil a queda de viscosidade com o aumento da taxa de cisalhamento apresentada pelo gráfico anterior, essa queda na verdade é significativa, como pode ser observado no gráfico a seguir, que apresenta os mesmos dados da Figura 4.26, porém em um gráfico sem escala logarítmica no eixo das ordenadas.



**Figura 4.27** – Realce da queda de viscosidade com o aumento da taxa de cisalhamento apresentado pelas ligas estudadas.

Novamente uma linha de tendência polinomial foi ajustada ao gráfico com o intuito único de realçar o comportamento viscoso do material e por isso a equação ajustada não será apresentada no trabalho. A seguir são apresentados os dados de *viscosidade aparente x taxa de cisalhamento* para cada um dos ensaios realizados, tendo em vista a comparação dos diversos dados obtidos. Inicialmente os dados serão apresentados como na Figura 4.26 e em seguida como na Figura 4.27.



**Figura 4.28** – Resultados dos ensaios de compressão a quente – *Viscosidade Aparente xTtaxa de Cisalhamento* (eixo das ordenadas em escala logarítmica).

Pela observação dos gráficos de viscosidade obtidos percebe-se que a exemplo dos dados de força e de tensão, também a viscosidade se encontrou em níveis semelhantes tanto

comparando as ligas com mesma fração sólida como comparando as ligas com frações sólidas diferentes.

45% Fração Sólida



60% Fração Sólida

**Figura 4.29** – Resultados dos ensaios de compressão a quente – *Viscosidade Aparente x Taxa de Cisalhamento*.

Para a fração sólida de 45% a viscosidade máxima das ligas variou entre 2,0 e 2,5MPa.s. Já quando comparada a fração sólida de 45% com a fração sólida de 60%, para uma liga de mesma composição química, percebe-se como esperado, um aumento nos valores de viscosidade envolvidos, uma vez que o aumento da quantidade de fase sólida presente no material tende a provocar esse fenômeno.

Especificamente para as ligas com 60% de fração sólida, nota-se uma dispersão maior nos valores de viscosidade entre os diversos tempos de globularização, se comparado com a fração sólida de 45%. A liga com 3% de silício apresenta a menor viscosidade para o tempo de globularização de 30 segundos, por exemplo. Já para a liga com 4% de silício as menores viscosidades são observadas para os tempos de 90 e 210 segundos. Seguindo o exemplo da liga com 3% de silício, a liga com 5% de silício também apresenta o tempo de globularização de 30 segundos como o tempo que apresenta a menor viscosidade. Embora os tempos de 90 e 210 segundos também apresentem picos de viscosidade comparáveis ao tempo de 30 segundos, para a liga com 5% de Si, a queda da viscosidade com o aumento da taxa de cisalhamento não acompanha o comportamento de queda desse último ensaio citado. Por fim, para a liga com teor de 6% de silício, novamente a amostra que sofreu um tempo de globularização de 30 segundos apresenta menores índices de viscosidade comparados aos demais tempos, porém, para essa última liga, a diferenciação entre os patamares de viscosidade para todos os tempos de globularização não é tão grande como nas ligas com 3%, 4% e 5% de silício.

A seguir são apresentados em forma de tabela os valores de viscosidade máxima atingida por cada uma das condições estudadas, assim como um valor aproximado da viscosidade média das ligas após atingirem seu pico de viscosidade.

É importante ressaltar que a viscosidade média é um valor aproximado, pois seu valor exato depende do número de dados que compõem a média e não necessariamente esse número foi o mesmo para todos os ensaios. Tentou-se, na medida do possível, promover uma padronização dessa medida para todos os ensaios mas mesmo assim seria errado dizer que a média de viscosidade é um valor exato, sendo analisado esse parâmetro apenas como forma de prever o comportamento do material em deformação. Além disso, a média foi calculada somente utilizando-se dos valores de viscosidade após a liga atingir sua viscosidade máxima durante o ensaio de compressão e não sobre todos os dados de viscosidade do ensaio, uma vez que o início do escoamento viscoso do material tende a acontecer após rompida a primeira resistência do

material, já que como dito anteriormente os materiais reológicos apresentam para baixas taxas de cisalhamento viscosidade elevada e, a partir do aumento da taxa de cisalhamento passam a escoar como fluídos viscosos, oriunda daí a idéia de ser ter uma média da viscosidade apenas após rompida essa resistência inicial do material.

	Fração	Tempo de	Viscosidade	Taxa de	Viscosidade
Liga	Sólida	Globularização	Máxima	Cisalhamento	Média
	[%]	[8]	[MPa.s]	$[s^{-1}]$	[MPa.s]
		0	1,96	2,15	1,54
	15	30	2,25	2,65	2,11
	43	90	2,68	1,90	2,03
Al 2wt Or Si 5wt Or 7n		210	2,42	2,11	1,74
AI-Swt70SI-Swt70ZII		0	2,65	2,09	2,13
	60	30	1,97	1,80	1,74
	00	90	3,15	1,95	2,29
		210	2,48	2,73	2,16
		0	2,37	1,93	1,72
	15	30	2,31	1,87	1,80
	45	90	2,11	2,21	1,62
Al Arritor St. Switch 7.		210	2,12	1,72	1,78
AI-4wt%51-3wt%ZII		0	2,53	1,91	2,17
	60	30	2,56	2,02	2,20
		90	1,70	1,82	1,41
		210	2,01	1,60	1,61
	45	0	2,20	2,12	1,78
		30	2,02	1,74	1,56
	43	90	2,00	1,75	1,48
A1 Sweet Of St. Sweet Of Tre		210	2,43	2,16	1,96
AI-3Wt%51-3Wt%Zn		0	2,69	1,65	2,42
	60	30	1,90	1,85	1,64
	60	90	2,01	2,70	1,76
		210	2,06	2,94	1,84
		0	2,54	2,32	1,99
	45	30	2,20	1,62	1,90
		90	1,99	2,33	1,39
		210	2,06	1,64	1,51
AI-0Wt%S1-3Wt%Zn		0	2,44	1,85	2,18
	( )	30	2,21	1,71	1,89
	60	90	2,30	1,65	2,09
		210	2.79	2.35	2.60

**Tabela 4.12** – Valores de amplitude máxima de viscosidade e viscosidade média observada nos ensaios de compressão.

Analisando-se agora não mais apenas a viscosidade máxima das ligas mas sim sua viscosidade média, que é uma média da viscosidade a que a liga será submetida durante seu processo de conformação, tem-se que as seguintes ligas e condições apresentaram os menores valores de viscosidade aparente média.

Liga	Fração Sólida [%]	Tempo de Globularização [s]	Viscosidade Máxima [MPa.s]	Viscosidade Média [MPa.s]
Al-3wt%Si-5wt%Zn	45	0	1,96	1,54
Al-4wt%Si-5wt%Zn	45	90	2,11	1,62
	60	90	1,70	1,41
	00	210	2,01	1,61
Al-5wt%Si-5wt%Zn	45	30	2,02	1,56
	43	90	2,00	1,48
	60	30	1,90	1,64
Al-6wt%Si-5wt%Zn	15	90	1,99	1,39
	43	210	2,06	1,51

Tabela 4.13 – Ligas com menores valores de viscosidade aparente média.

Desta forma destaca-se que as ligas com 4 e 5wt%Si apresentam os melhores comportamentos em termos de tixoconformabilidade e, tanto a 45 ou a 60% de fração sólida apresentam excelentes características em termos de potencial para a tixoconformação. Destaca-se ainda que ao se levar em conta a avaliação da microestrutura, estas mesmas ligas também apresentaram excelente estabilidade em termos estruturais, com pequena variação do tamanho de grão/glóbulo em função do reaquecimento.

## **5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS**

O capítulo atual apresenta um fechamento para o trabalho realizando uma discussão acerca de todos os resultados obtidos e todos os métodos empregados, bem como evidencia os pontos passíveis de melhora no que diz respeito à metodologia empregada. Ademais, o capítulo traz sugestões para trabalhos futuros, tendo em vista a otimização de resultados e a eliminação de erros ou incertezas de medições, objetivando sempre a premissa fundamental do grupo de tixoconformação da UNICAMP, que é encontrar novas matérias-primas aplicáveis à tixoconformação.

Em se tratando da produção das ligas, os métodos empregados tanto objetivando o refinamento dos grãos cristalinos, através do uso de liga refinadora de grãos, aliado à agitação eletromagnética, objetivando a supressão do crescimento dendrítico, revelaram-se extremamente eficientes. Também o processo de fusão das matérias-primas para produção das ligas base e o vazamento do metal líquido em si se mostraram consistentes, haja vista a composição química final das ligas, que se mostraram em conformidade com o desejado. É importante ressaltar a ausência de variação significativa de composição química ao longo dos lingotes produzidos, sendo justificado o processo de homogeneização mecânica empregado sobre o metal líquido antes de seu vazamento.

A determinação da temperatura *liquidus* e *solidus* das ligas, bem como das temperaturas de 45% e 60% de fração sólida, utilizando o *software* Thermo-Calc, foram realizadas de forma assertiva já que os valores obtidos foram precisos e o tempo de obtenção das temperaturas extremamente baixo, o que possibilita a concentração de esforços em outras áreas do projeto.

Os métodos de preparação metalográfica, o ataque químico empregado para revelação de contornos de grãos, bem como o ataque eletrolítico empregado para a obtenção das micrografias coloridas são processos amplamente difundidos pela literatura e mostraram nesse trabalho produtos finais de excelente qualidade.

Também o método de contagem de glóbulos e grãos, por obedecer a uma normativa ASTM, demonstrou bons resultados não sendo necessário maior aprofundamento no mérito da metodologia.

A necessidade de caracterização da microestrutura tanto de forma convencional quanto de forma colorida proposta por Zoqui em 2001 (ZOQUI, 2001), também se mostrou necessária haja vista a diferença de resultados entre os tamanhos médios de grãos e glóbulos obtidos, o que comprova a teoria de que diversos glóbulos podem fazer parte do mesmo grão, através de ramificações e interconexões só possíveis de serem percebidas através de uma análise tridimensional das amostras. Além disso, a teoria para justificar a metalografia colorida de que glóbulos adjacentes, com mesma coloração, fazem parte de um mesmo grão também é condizente, já que o ataque eletrolítico promoveu a mesma coloração para glóbulos com mesma orientação cristalográfica.

Para o tamanho médio de glóbulos obtidos a partir das análises metalográficas da ligas reaquecidas a seu estado semi-sólido, verificou-se que a manutenção da amostra a tempos crescentes na temperatura semi-sólida produziu um aumento gradual no tamanho médio de glóbulo das amostras. Tal fenômeno pode ser explicado através dos mecanismos de coalescência e engrossamento de Otswald (*ripening*) discutidos no capítulo *Revisão Bibliográfica*. Todas as ligas estudadas apresentaram crescimento do tamanho médio de glóbulo com o aumento do tempo de permanência na temperatura semi-sólida do material, com destaque para as ligas Al-3wt%Si-5wt%Zn e Al-4wt%Si-5wt%Zn, ambas com 45% de fração sólida, as quais apresentaram o menor tamanho médio de glóbulo, característica desejável para processos de tixoconformação pois tendem a ser ligas com maior facilidade de conformação, uma vez que grãos/glóbulos maiores se tornam mais difíceis de conformar. Há de se ressaltar que, embora as ligas citadas acima tenham apresentado menores índices de tamanho médio de glóbulos, os valores desse parâmetro ficou muito próximo para todas as ligas, variando de 55 a 90µm, não havendo grandes variações para as ligas, frações sólidas e tempos de globularização estudados.

Com relação ao tamanho médio de grão, pode-se notar a mesma tendência de aumento do tamanho médio com o aumento do tempo de globularização a que a amostra é exposta. Novamente os valores de tamanho de grão não apresentaram uma variação excessiva entre as ligas e frações sólidas estudadas, variando de 70 a 115µm. As ligas que apresentaram menor tamanho médio de grão foram as ligas Al-3wt%Si-5wt%Zn (45% de fração sólida), Al-3wt%Si-5wt%Zn (60% de fração sólida) e Al-4wt%Si-5wt%Zn (45% de fração sólida).

É importante ressaltar que a relação entre tamanho médio de grão e tamanho médio de glóbulo ficou na ordem de 1,32 glóbulos/grão, o que é um número muito bom tendo em vista que

o ideal seria ter-se um glóbulo representando exatamente um grão, uma vez que isso significa dizer que as conexões e ramificações tridimensionais do grão não existiriam e consequentemente, o escoamento do material seria facilitado. A liga que apresentou a menor relação glóulos/grão foi a liga Al-3wt%Si-5wt%Zn (45% de fração sólida, 30 segundos de globularização), com uma relação de 1,18 glóbulos/grão. Mais uma vez a variação entre a relação glóbulos/grão para todas as ligas foi baixa, não devendo nenhuma liga ser excluída por apresentar relação elevada.

Ao fator de forma "circularidade" analisado, recai a importância de identificar o quão circular são os glóbulos constituintes das amostras, o que facilita o escoamento do material devido à forma de interação entre as partículas globulares durante o escoamento, já que uma interação entre partículas com formato dendrítico e ramificado tende a elevar os esforços envolvidos na conformação do material. Como não poderia deixar de ser, as amostras apenas fundidas apesar de apresentarem grãos refinados devido à atuação da liga refinadora de grãos e, em formado de roseta, devido à ação do campo eletromagnético, que possibilitou o suprimento do crescimento dendrítico, apresentaram baixos valores de circularidade. Com o reaquecimento do material e novamente por ação dos fenômenos de coalescência e engrossamento de Otswald, as ligas tenderam a se esferoidizar a medida com que foram mantidas à temperatura de fração-sólida. Como tendência do trabalho, novamente os valores de circularidade se apresentaram com baixa variação para as ligas e tempos de globularização estudados, ficando esse valor principalmente na faixa de 0,5 a 0,6, lembrando que um valor de circularidade igual a 1 indica uma partícula perfeitamente circular.

Finalmente, para os dados fornecidos pelos ensaios de compressão, tem-se que os parâmetros de tensão e deformação foram homogêneos principalmente para a fração sólida de 45%, para todos os tempos de globularização e ligas estudas. Os patamares de tensão apresentaram aumento para a fração sólida de 60%, passando inclusive a variar entre os tempos de globularização de uma mesma liga, sendo que para ambas as frações sólidas, o tempo de globularização de 30s, com raras exceções, foi o tempo que apresentou menores níveis de tensão de conformação.

Como último parâmetro de análise das ligas estudadas tem-se suas viscosidades propriamente ditas, obtidas através de ensaios de compressão a quente. Os ensaios não mostraram uma tendência de diminuição de viscosidade com aumento do tempo de globularização, como observado em ligas estudadas por outros autores, na tentativa de aplicá-las em processos de

tixoconformação, notadamente as ligas Al-Si. Além disso, é possível notar que para 45% de fração sólida, a viscosidade ficou praticamente uniforme para todos os tempos de globularização e todas as composições químicas estudadas, já para 60% de fração sólida houve um aumento nos valores de viscosidade envolvidos, em comparação com os dados de 45% de fração sólida. Para a maioria dos casos, as amostras que foram submetidas a 30 segundos de tempo de globularização apresentaram viscosidade um pouco menor em relação aos outros tempos analisados, esse fenômeno pode ser explicado a partir do fato de que no tempo de 0 segundos de globularização os grãos constituintes da amostra não tiveram tempo suficiente para se globularizar por completo, não apresentando uma morfologia tão globular como os grãos das amostras globularizadas com tempos de 30 segundos. Já as amostras submetidas a tempos de 90 e principalmente 210 segundos, apesar de disponibilizarem de maior tempo para globularização dos grãos, esse tempo elevado conduziu ao aumento do tamanho dos grãos, o que causou o aumento da viscosidade devido às interações entre grãos quando submetidos à deformação.

Como já mencionado, apesar de apresentar certa variação de viscosidade, esse parâmetro variou pouco para todos as composições químicas e tempos de globularização estudados, principalmente para a temperatura de 45% de fração sólida, ficando o valor da viscosidade na casa de 1,8x10<sup>6</sup> Pa.s. Apesar desse nível de viscosidade ser superior ao de algumas ligas com aplicação comercial, como a liga ALTHIX<sup>®</sup>, que apresentou viscosidade da ordem de 1,8x10<sup>5</sup> Pa.s (ZOQUI, 2001), tem-se que as ligas estudas apesar de apresentarem um patamar superior de viscosidade podem sim ser aplicada para a tixoconformação, dado seu comportamento de queda de viscosidade com aumento da taxa de cisalhamento. Assim, a liga com maior potencial de aplicação em larga escala, dentre as ligas estudadas nesse trabalho, é a liga Al-5wt%Si-5wt%Zn submetida, no máximo, a 90 segundos de tempo de globularização a uma temperatura de 45% de fração sólida, já que para tempos superiores a liga apresenta tendência a aumento da viscosidade. Há de se ressaltar que essa liga foi uma das que apresentaram maiores valores de circularidade e menores tamanho médio de glóbulos e principalmente devido à característica de baixa variação de viscosidade com os tempos de globularização ou mesmo entre composições químicas próximas, têm-se que os parâmetros para produção e conformação da liga em larga escala não necessitam ser extremamente precisos, uma vez que a maior dificuldade da aplicação da reofundição é a necessidade de se ter a composição química exata do material, sendo reaquecido até a temperatura correta e globularizado por um tempo preciso, sob pena de ter uma variação de viscosidade muito grande sobre a liga, problema esse que não seria enfrentado por uma liga Al-5wt%Si-5wt%Zn (45% de fração sólida - 30 à 90 segundos de globularização), compensando sua necessidade de maior esforço mecânico de conformação.

Com relação às sugestões para próximos trabalhos, estas podem ser enumeradas da seguinte maneira:

- A metodologia de produção das ligas no presente trabalho se deu de forma manual e em escala reduzida, ficando a sugestão para trabalhos futuros no que tange ao desenvolvimento de um equipamento em escala piloto para produção das ligas base, equipamento esse que simule uma possível metodologia de produção industrial das ligas. Tal intento fez parte do início desse trabalho mas, devido a seu escopo inicial, que foi a avaliação da tixoconformabilidade das ligas produzidas, uma dedicação especial ao desenvolvimento de dito aparato não foi possível. Dessa forma seria interessante o desenvolvimento de um trabalho específico, focado na construção de um equipamento em escala reduzida que simule a produção industrial das ligas, promovendo sua agitação durante o resfriamento e produzindo os lingotes de forma contínua.

- Como forma de se aprofundar os estudos do comportamento das ligas avaliadas nesse projeto, seria interessante submetê-las a processos de tixoconformação propriamente ditos, como por exemplo o tixoforjamento de cada uma das ligas em cada uma das condições estudadas, para avaliação dos esforços de conformação envolvidos e principalmente, para avaliação da qualidade dos produtos finais obtidos, quer no que diz respeito à qualidade de acabamento ou presença de vazios e defeitos de preenchimento da matriz durante a conformação. É importante salientar que esse tipo de trabalho já está em curso, sendo conduzido pela aluna do professor Dr. Eugenio José Zoqui, a engenheira mecânica Bruna Vilas Boas.

- Por fim a última sugestão é um trabalho amplo que envolva a comparação dos resultados de todos os trabalhos produzidos pelo grupo de tixoconformação da UNICAMP, bem como a comparação com resultados de futuros trabalhos do grupo (alguns já em andamento), para determinação da liga ou das ligas com melhores propriedades para aplicação em processos de tixoconformação em larga escala, o que possibilitaria uma ampliação das matérias-primas disponíveis e aplicáveis a essa tecnologia de fabricação, além de uma difusão ainda maior da reofundição, trazendo benefícios econômicos e de sustentabilidade através de um método que envolve menores esforços mecânicos, economia de energia, maior vida útil de matrizes e todos os benefícios discutidos anteriormente.

Por fim, a principal dificuldade do trabalho consistiu em manter a temperatura das amostras estáveis após o atingimento da temperatura de fração sólida desejada, tendo como objetivo os tempos de globularização de 30, 90 e 210 segundos. Uma variação de temperatura ao redor da faixa de temperatura de fração sólida adequada poderia significar a perda do ensaio e essa dificuldade foi encontrada tanto para a globularização das amostras que sofreram posterior análise metalográfica como para a globularização das amostras que sofreram os ensaios de compressão. Essa estabilização de temperatura na fração sólida desejada é um ponto de atenção no procedimento experimental empregado, porém difícil de ser alcançado já que, via de regra, as amostras apresentam taxa de aquecimento constante até a temperatura *solidus*, a partir da qual a amostra tende a apresentar uma taxa de aquecimento menos acentuada, devido ao início da fusão da fase eutética do material. Após fundida a fase eutétia a taxa de aquecimento volta a aumentar abruptamente, o que dificulta o controle da temperatura para que seja estabilizada no patamar de fração sólida desejado.

# REFERÊNCIAS

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em <www.abal.org.br>. Acesso em: 13 agosto 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112**: standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken, 1996. 26p.

ATKINSON, H.V. Modelling the Semisolid Processing of Metallic Alloys. **Progress in Materials Science**, v.50, p.341–412, 2005.

BACKOFEN, W.A.; TURNER, I.R.; AVERY, D.H. Superplasticity in an Al-Zn Alloy. **Transactions American Society for Metals**, v.57, p.980, 1964.

BLAIS, S.; LOUÉ, W.; PLUCHOM, C. Structure Control by Eletromagnetic Stirring and Reheating at Semi-Soilid State. In: 4<sup>th</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 1996, Sheffield, p.187-192.

BROWN, S.B.; FLEMINGS, M.M. Net Shape Forming via Semi-Solid Processing. Advanced Materials & Processes, v.1, p36-40, 1993.

CAMACHO, A.M.; ATKINSON, H.V.; KAPRANOS, P.; ARGENT, B.B. Thermodynamic Predictions of Wrought Alloy Compositions Amenable to Semi-Solid Processing. **Acta Materialia**, v.51, p.2319–2330, 2003.

CHAYONG, S.; ATKINSON, H.V.; KAPRANOS, P. Thixoforming 7075 Aluminium Alloys. **Materials Science and Engineering**, v.390, p.3-12, 2005.

CHIARMETTA, G. Why Thixo? In: PROCEEDINGS OF THE 6<sup>TH</sup> INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 2000, Turin, p.15-21.

CHIARMETTA, G.; Giordano, P. Thixo, RHEO and Squeeze Cast Processes in the Automotive World. In: PROCEEDINGS OF THE HIGH TECH DIECASTING DAY, 2002, Vicenza.

EASTON, M.; STJOHN, D. Grain Refinement of Aluminium Alloys: Part I. Solute Paradigms – A Review of the Literatue. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.30A, p.1613-1622, 1999.

FAN, Z. Semisolid Metal Processing. International Material Reviews, v.47, p.49-85, 2002.

FERRANTE, M.; FREITAS, E.de. Rheology and Microstructural Development of a Al-4wt%Cu Alloy in the Semi-solid State. **Materials Science Engineering**, v.A271, p.172-180, 1999.

FLEMINGS, M.C. Behavior of Metal Alloys in The Semisolid State. **Metalurgical Transactions A**, v.22A, p.957-981, 1991.

FLEMINGS, M.C.; RIEK, R.G.; YOUNG, K.P. Rheocasting. Materials Science and Engineering, v.25, p.103-117, 1976.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicação**. Campinas: Editora da UNICAMP, 2007. 399p.

GENDA, G.; YUYON, C.; GEING, A. Mechanism of Coarsening of Dendrite During Solidification, IN: PROCEEDINGS OF SOLIDIFICATION PROCESSING CONFERENCE, 1987, Sheffield, p.416-419.

HATCH, J.E. **Aluminium: properties and physical metallurgy**. Ohio: American Society for Metals, 1984. 424p.

IAI. International Aluminium Institute. Disponível em <www. world-aluminium.org>. Acesso em: 13 agosto 2010.

JI, S.; FAN, Z. Solidification Bahavior of Sn-15 wt pct Pb Alloy Under a High Shear Rate and High Intensity of Turbulence During Semisolid Processing. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.33, n.11, p.3511-3520, 2002.

JOLY, P.A.; MEHRABIAN, R. The Reology of Partialy Solid Alloy. Journal of Material Science, v.11, p.1393-1418, 1976.

KAHLWEIT, M. On the Ageing of Dendrites. Scripta Metallurgica, v.2, p.251-254, 1968.

KAPRANOS, P.; WARD, P.J.; ATKINSON, H.V.; KIRKWOOD, D.H. Near Net Shaping by Semi-Solid Metal Processing. **Materials and Design**, v.21, p.387-394, 2000.

KASHYAP, K.T.; CHANDRASHEKAR, T. Effects and Mechanisms of Grain Refinement in Aluminium Alloys. **Bull Materials Science**, v.24, n.4, p.345-353, 2001.

KIRKWOOD, D.H. Semi-Solid Metal Processing. International Materials Reviews, v.39, p.173-189, 1994.

KATTAMIS, T.Z.; COUGHIN, J.L.; FLEMINGS, M.C. Influence of Coarsening on Dendritic Arm Spacing of Al-Cu Alloys. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 239, p.1504-1511, 1967.

KIUCHI, M.; KOPP, R. Mushy / Semi-Solid Metal Forming Technology – Present and Future. **Manufacturing Technology**, v.51, p.653-670, 2002.

KORI, S.A.; MURTY, B.S.; CHAKRABORTY, M. Development of an Efficient Grain Refiner for Al-7Si Alloy and its Modification With Strontium. **Materials Science and Engineering**, v.A283, p.94-104, 2000.

LASHKARI, O.; GHOMASHCHI, R. The Implication Of Rheology in Semi-Solid Metal Processes: An Overview. **Journal of Materials Processing Technology**, v.182, p.229-240, 2007.

LAXMANAN, V.; FLEMINGS, M.C. Deformation of Semi-Solid Sn-15wt%Pb Alloy. **Metallurgical Transactions A**, v.11A, p.1927-1937, 1980.

LEHUY, H. Mechanical Properties of Zinc-Aluminum Alloys Extruded in the Liquid-Solid State. **Journal of Materials Science**, v.23, p.2943-2950, 1988.
LI, H.; SRITHARAN, T.; LAM, Y.M.; LENG, N.Y. Effects of Processing Parameters on the Performance of Al Grain Refinement Master Alloys Al-Ti and Al-B in Small Ingots. **Journal of Mterials Processing Technology**, v.66, p.253-257, 1997.

LOURENÇATO, Luciano Augusto. **Tixoformabilidade e tixoforjamento de ligas Al-Xwt%Si-0,5wt%Mg em prensa excêntrica com matriz aberta**. 2008. 156p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

MACCARTNEY, D.G. Grain Refining of Aluminium and its Alloys Using Inoculants. International Materials Reviews, v.34, n.5, p.247-260, 1989.

MOHANTY, P.S.; GRUZLESKI, J.E. Mechanism of Grain Refinement in Aluminium. Acta Metallurgical Material, v.43, n.5, p.2001-2012, 1994.

MONDOLFO, L.F. **Aluminum alloys: structure and properties**. London: Butterworths, 1976. 758p.

NALDI, Marcos Antonio. **Análise da viabilidade do uso da liga AA332 para processos de tixoconformação**. 2011. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

NIROUMAND, B.; XIA, K. 3D Study of the Structure of Primary Crystals in a Rheocast Al-Cu Alloy. **Materials Science Engineering**. v.A283, p70-75, 2000.

NOCK Jr, J.A. 75S Alcoa's New High Stengh Aluminum Alloy. **Metals and Alloys**, v.20, p.922-925, 1944.

PAES, Marcelo. **Otimização de processo de obtenção de reofundidos da liga A356 por agitação eletromagnética**. 2000. 97p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

PAES, Marcelo. **Obtenção e caracterização de novas ligas Al-Si-Mg para tixoconformação**. 2004. 155p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

PRASAD, P.R.; RAY, S.; GAINDHAR, J.L. KAPOOR, M.L. Microstructure of Rheocast Al-4.5wt%Cu Alloys. **Z. Metallkde**, v.78, n.7, p.376-380, 1987.

PRONI, Cecília Tereza Weishaupt. **Avaliação da tixoconformabilidade das ligas AA 2011 e AA 2014**. 2010. 130p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

RADJAI, A.; MIWA, K. Effect of the Intensity and Frequency of Eletromagnetic Vibrations on the Microstructural Refinement of Hipoeutectic Al-Si Alloys, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.31A, p755-762, 2000.

ROOY, Elwin L. Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys. In: PROPERTIES AND SELECTION: NONFERROUS ALLOYS AND SPECIAL-PURPOSE MATERIALS, ASM Handbook, ASM International, v.2, 1992a, p17-38.

SEO, P.K.; KANG, C.G. The Effect of Raw Material Fabrication Process on Microstructural Characteristics in Reheating Process for Semi-Solid Forming. **Journal os Materials Processing echnology**, v.162-163, p.402-409, 2005.

SPENCER, D.B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M.C. Rheological Behavior of Sn-15t%Pb in the crystallization range. **Metallurgical Transactions**, v.3, p.1925-1932, 1972.

TORRES, Luis Vanderlei. **Avaliação da tixoconformabilidade das ligas AA7075 e AA 7004**. 2009. 102p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

TZIMAS, E.; ZAVALIANGOS, A. A Comparative Evaluation of MHD, SIMA and Spray Cast Microstructure. In: PROCEEDINGS OF TMS LIGHT METALS, 1998, Kansas, p.1107-1112.

VIVÉS, C. Elaboration of Semi-Solid Alloys by Means of New Eletromagnectic Rheocasting Processes. **Metallurgical Transactions B**, v.23B, p.189-205, 1992.

VOGEL, A.; DOHERTY, R.D.; CANTOR, B. Stir-Casting Microstructure and Slow Crack Growth. **Solidification of Metals**, The Metals Society, p.518-525, 1979.

YANG, Z.; KANG, C.G. Evolution of the Rheocasting Structure of A356 Alloy Investigated by Large-Scale Crystal Orientation Observation. **Scripta Materialia**, v.52, p.283-288, 2005.

ZOQUI, Eugenio José. **Obtenção e caracterização mecânico-metalurgica da liga Al-4,5wt%Cu no estado reofundido e caracterização de ligas Al-Si reofundidas**. 1995. 245p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

ZOQUI, Eugenio José. **Obtenção e caracterização de ligas Al-Si reofundidas**. 2001. 192p. Tese (Livre Docência) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

ZOQUI, E.J.; SHEHATA, M.T.; PAES, M.; KAO, V.; ES-SADIQI, E. Morphological Evolution of SSM A356 During Partial Remelting. **Materials Science & Engineering**, v.A325, p.38-53, 2002.

ZOQUI, E.J.; PAES, M.; ROBERT, M.H. Effect of Macrostructure and Microstructure on the Viscosity of the A356 Alloy in the Semi-Solid State. **Journal of Materials Processing Technology**, v.A325, p.300-306, 2004.