

EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR Davi Munhoz
Benati E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 28 / 07 / 2008

ORIENTADOR

Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

Matric 26394-0

DEF/FEM/UNICAMP

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Avaliação da Tixotromabilidade de Ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg

Autor: Davi Munhoz Benati

Orientador: Eugênio José Zoqui

74/2008

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

Avaliação da Tixoconformabilidade de Ligas Al–Xwt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg

Autor: Davi Munhoz Benati
Orientador: Eugênio José Zoqui

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2008
S.P. – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA – BAE – UNICAMP

B431a Benati, Davi Munhoz
Avaliação da Tixotroformabilidade de Ligas
Al–Xwt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg / Davi Munhoz Benati.
– Campinas, SP: [s.n.], 2008.

Orientador: Eugênio José Zoqui
Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Ligas de alumínio. 2. Alumínio. 3. Fundição. 4.
Tratamento térmico. 5. Reologia. 6. Viscosidade. I.
Zoqui, Eugênio José. II. Universidade Estadual de
Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III.
Título.

Título em Inglês: Evaluation of Thixoformability of Al–Xwt%Si–2,5wt%Cu–
0,5wt%Mg Alloys

Palavras-chave em Inglês: Aluminum, Thixoforming, Rheological

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Maria Helena Robert, João Batista Fogagnolo

Data da defesa: 28 de julho de 2008

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 Tixotromabilidade de Ligas
Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg

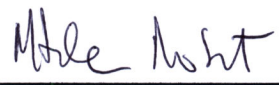
Autor: Davi Munhoz Benati

Orientador: Eugênio José Zoqui

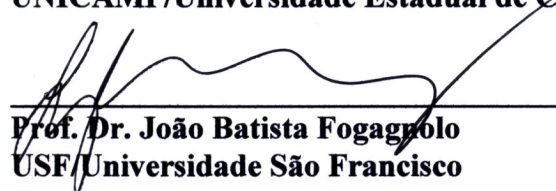
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação



Prof. Dr. Eugênio José Zoqui, Orientador
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas



Profa. Dra. Maria Helena Robert
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. João Batista Fogagnolo
USF/Universidade São Francisco

Campinas, 28 de julho de 2008.

Dedicatória

Dedico este trabalho a todos aqueles que, direta ou indiretamente, tomaram comigo o leme desta jornada, e me conduziram de forma irrepreensível durante todo este venturoso caminho.

Agradecimentos

Desejo expressar aqui meus mais sinceros agradecimentos a todos que estiveram ao meu lado durante a realização deste trabalho. Ei-los:

Meu orientador Eugênio José Zoqui, por sempre ter acreditado em mim, até quando nem mesmo eu acreditava,

CAPES, pelo aporte financeiro sem o qual isto tudo seria inviável,

Claudenete e Zé Luis, pela ajuda nas caracterizações térmica e reológica das ligas,

Antônio Ramírez, Conrado Moreira e Sidnei Araújo, pela gentileza, paciência e auxílio durante as caracterizações junto ao Laboratório de Microscopia Eletrônica/Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS),

Professores e funcionários da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM), pelas tantas lições que me ensinaram, as mais importantes sobre a vida,

Armandinho, Carmo, Chico Edson, Germano, Hipólito, Lulu, Maykon, Montoya, Renato, Vanderlei e Vera pela ajuda, apoio, companheirismo e amizade imprescindíveis,

Luciana, Adriana, Juan, Rosa e José, pelo acolhimento carinhoso e perene,

Minha família, Elena, Vanderlei, Lia e Reginaldo, pelo amor irrestrito, agora e por todo o sempre,

Minha razão maior da vida, Camila, meu sonho mais belo e desejo mais sincero!

“Considero a vida uma estalagem onde tenho que me demorar até que chegue a diligência do abismo. Não sei onde ela me levará, porque não sei nada (...) Sento-me à porta e embebo os meus olhos e ouvidos nas cores e nos sons da paisagem, e canto lento, para mim só, vagos cantos que componho enquanto espero.

Para todos nós descera a noite e chegará a diligência. Gozo a brisa que me dão e a alma que me deram para gozá-la, e não interrogo mais nem procuro. Se o que deixar escrito no livro dos viajantes puder, relido um dia por outros, entretê-los também na passagem, será bem. Se não o lerem, nem se entretiverem, será bem também.”

(Bernardo Soares)

Resumo

BENATI, Davi Munhoz, Avaliação da Tixoconformabilidade de Ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008. 121p. Dissertação (Mestrado).

Este trabalho teve como objetivo avaliar a tixoconformabilidade de ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, abrangendo desde a obtenção das ligas tixofundidas até sua completa caracterização em termos de macro e microestrutura e comportamento viscoso. Ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg foram produzidas via ultra-refino de grãos utilizando o refinador Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B. Os materiais foram submetidos a tratamentos térmicos de reaquecimento pelos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, para duas condições de frações sólidas, 45% e 60%. As ligas contendo 1,0wt%Si, 2,0wt%Si e 4,0wt%Si mostraram-se bastante próximas em termos de viscosidade aparente, no entanto, a liga com 4,0wt%Si apresentou melhor desempenho em termos de globularização, expressa pelo RQI. Já a liga contendo 7,0wt%Si mostrou-se dendrítica para todas as condições estudadas, o que dificulta sua aplicação nos processos de tixoconformação. Os tempos de tratamento térmico agem no sentido de promover a globularização das partículas de fase primária, de forma que os melhores resultados de viscosidade foram alcançados para ligas submetidas aos tempos de 210s. As frações sólidas de 45% e 60% não apresentaram diferenças significativas em termos de RQI, porém as ligas contendo menor fração sólida apresentaram melhor desempenho em termos de viscosidade aparente, da ordem de 10^5Pa.s .

Palavras Chave: Semi-sólido, Tixoconformação, Ligas Al-Si-Cu-Mg.

Abstract

BENATI, Davi Munhoz, Evaluation of Thixoformability of Al–Xwt%Si–2.5wt%Cu–0.5wt%Mg Alloys, Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2008. 121p. Thesis (MSc).

The goal of this work was to evaluate the thixoformability of Al–Xwt%Si–2.5wt%Cu–0.5wt%Mg alloys, including the thixocasting of all alloys and their complete characterization in terms of macro and microstructures and rheological behavior. Al–1.0wt%Si–2.5wt%Cu–0.5wt%Mg, Al–2.0wt%Si–2.5wt%Cu–0.5wt%Mg, Al–4.0wt%Si–2.5wt%Cu–0.5wt%Mg and Al–7.0wt%Si–2.5wt%Cu–0.5wt%Mg alloys were produced by ultra-refining by addition of Al–5.0wt%Ti–1.0wt%B master alloy. The materials were submitted to re-heating treatment for 0s, 30s, 90s and 210s in two conditions, 45% and 60% of solid fraction. 1.0wt%Si, 2.0wt%Si and 4.0wt%Si alloys showed very similar results for apparent viscosity, however the 4.0wt%Si alloy showed better performance in terms of globularization, measured by RQI. Thixocast 7.0wt%Si alloy presented dendritic structures for all conditions analyzed, making its application too difficult for thixoforming processes. Re-heating treatment times promote the solid phase particles globularization, so that the alloys treated during 210s achieved better results for apparent viscosity. Both 45% and 60% solid fractions did not show significant differences in terms of RQI, but the alloys containing lower solid fraction showed better performance for apparent viscosity, in the order of 10^5 Pa.s.

Key Words: Semi-solid, Thixoforming, Al–Si–Cu–Mg Alloys.

Índice

Dedicatória	iv
Agradecimentos	v
Resumo	vii
Abstract	viii
Nomenclatura.....	xi

CAPÍTULO 01

Apresentação	1
1.1. Introdução	1
1.2. Objetivos.....	3
1.3. Organização	4

CAPÍTULO 02

Revisão Bibliográfica.....	6
2.1. Alumínio: conceitos gerais	6
2.1.1. Ligas trabalhadas	7
2.1.2. Ligas fundidas.....	8
2.1.3. Elementos de liga.....	10
2.2. Métodos de obtenção de matéria-prima	12
2.3. Ultra-refino de grãos	17
2.4. Características de escoamento do SSM	22
2.5. Tixotrofia	27

2.6. Macro e microestruturas tixofundidas	29
2.7. Caracterização térmica via DSC	33

CAPÍTULO 03

Materiais e Métodos	37
3.1. Produção de novas ligas tixoconformáveis	39
3.2. Análises de DSC, curvas de aquecimento e Thermo-Calc[®] Software.....	41
3.3. Caracterização macro e microestrutural	43
3.4. Tratamentos térmicos.....	44
3.5. Ensaio de compressão a quente.....	45

CAPÍTULO 04

Resultados e Discussão	48
4.1. Produção de novas ligas Al–Si–Cu–Mg tixoconformáveis.....	48
4.2. Avaliação das temperaturas de trabalho.....	49
4.3. Caracterização macro e microestrutural	58
4.3.1. Caracterização macroestrutural	58
4.3.2. Caracterização microestrutural	66
4.3.3. Caracterização analítica macro e microestrutural.....	72
4.4. Ensaio de compressão a quente.....	83
4.4.1. Tensão.....	84
4.4.2. Viscosidade aparente	87
4.4.3. Caracterização analítica da compressão a quente.....	90
4.5. Caracterização analítica da relação entre as variáveis de resposta	99

CAPÍTULO 05

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.....	103
Referências Bibliográficas	107
Anexo A – Tabelas de Ensaio Aleatórios	116
Anexo B – Curvas de DSC	119

Nomenclatura

Letras Latinas

A_α	área da entidade avaliada	$[\mu\text{m}]$
$C_{\alpha\alpha}$	quantidade de contatos sólido-sólido na estrutura semi-sólida	
$C_{\alpha L}$	quantidade de contatos sólido-líquido na estrutura semi-sólida	
C_L	concentração de soluto no líquido	
C_S	concentração de soluto no sólido	
C_s	contigüidade da fase sólida	
C_{sfs}	contigüidade por volume	
d_0	diâmetro inicial	$[\text{mm}]$
e	deformação de engenharia	
F	força	$[\text{N}]$
H_0	altura inicial	$[\text{mm}]$
H	altura instantânea	$[\text{mm}]$
k	coeficiente de redistribuição de soluto	
m	constante de proporcionalidade	
n	<i>Power-Law Index</i>	
P_α	perímetro da entidade avaliada	$[\mu\text{m}]$
t	tempo	$[\text{s}]$
T_4	tratamento térmico de solubilização e envelhecimento naturais	
T_6	tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificiais	
T_0	temperatura inicial	$[\text{°C}]$
T	temperatura	$[\text{°C}]$
T_L	temperatura <i>liquidus</i>	$[\text{°C}]$
T_F	temperatura de fusão	$[\text{°C}]$
V	volume	$[\text{mm}^3]$

Letras Gregas

α	solução sólida	
γ	taxa de cisalhamento	$[\text{s}^{-1}]$
μ	viscosidade	$[\text{Pa.s}]$
σ	tensão normal	$[\text{MPa}]$
τ	tensão de cisalhamento	$[\text{MPa}]$

Abreviações

cp	comercialmente puro	
fl	fração líquida	
fs	fração sólida	
GLS	<i>globule size</i> (tamanho de glóbulo)	[μm]
GS	<i>grain size</i> (tamanho de grão)	[μm]
SF	<i>shape factor</i> (fator de forma)	
wt%	<i>weight percent</i>	

Siglas

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
DEF	Departamento de Engenharia de Fabricação
DEMa	Departamento de Engenharia de Materiais
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i>
FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica
FPC	Fusão Parcial Controlada
LNLS	Laboratório Nacional de Luz Síncrotron
MHD	<i>Magneto-hydrodynamic</i>
MIT	<i>Massachusetts Institute of Technology</i>
NRC	<i>New Rheocasting Process</i>
PIM	<i>Pressure Induction Melting</i>
RQI	<i>Rheocast Quality Index</i>
SEED	<i>Swirled Enthalpy Equilibration Device</i>
SIMA	<i>Strain-induced Melt Activation</i>
SSM	<i>Semi-solid Metal</i>
UNICAMP	Universidade Estadual de Campinas

Capítulo 01

Apresentação

Este trabalho versa sobre os estudos de avaliação da tixoconformabilidade de ligas Al–Si–Cu–Mg segundo um roteiro pré-definido pelo Laboratório de Tixoconformação da Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP). Para tal, ele abrange desde a obtenção das ligas tixofundidas até a completa caracterização em termos de micro e macroestrutura e comportamento viscoso para diferentes condições de tempo e temperatura de tratamentos térmicos. Nesta apresentação são introduzidos alguns tópicos relevantes acerca dos assuntos que permeiam esta dissertação, bem como as proposições consideradas e os objetivos esperados.

1.1. Introdução

A tixoconformação nada mais é do que o processamento de peças metálicas a partir de materiais parcialmente solidificados, ou semi-sólidos; estas pastas metálicas apresentam características estruturais particulares, sendo constituídas de sólido primário globular envolto por líquido. Difere, portanto, dos processos convencionais de fundição e conformação, seja no aspecto de processamento, por utilizar material parcialmente solidificado, seja no aspecto morfológico, por apresentar estruturas da fase primária globulares ao invés das tradicionais dendritas (SPENCER, MEHRABIAN e FLEMINGS, 1972; FLEMINGS, RIEK e YOUNG, 1976).

Atualmente, os processos envolvendo metais semi-sólidos rivalizam com outros processos convencionais no tocante à manufatura de componentes para a indústria militar, aeroespacial e

mais maciçamente para a indústria automobilística. Na Europa, já estão sendo produzidas peças como componentes de suspensão, suportes para motores e tubulação para injeção de combustível para indústrias do ramo automobilístico como Alfa Romeo, Fiat, Peugeot e Renault. Nos EUA, a produção inclui ainda componentes mecânicos para bicicletas e veículos de neve, enquanto na Ásia há uma concentração na produção de eletrônicos como *cases* para *notebooks* e componentes para rede elétrica, particularmente empregando ligas de magnésio em processos de tixofundição (GARAT, MAENNER e SZTUR, 2000; YOUNG e EISEN, 2000).

Dentre as matérias-primas empregadas nos processos de tixoconformação, segundo levantamento de Chiarmetta (2000a), as ligas fundidas de alumínio, especialmente as ligas Al-Si, são as mais representativas, ocupando cerca de 95% de todas as aplicações; o grande uso dessas ligas se deve principalmente a características como excelente fundibilidade, versatilidade quanto ao processo de fundição a ser adotado e boas respostas em termos de resistência mecânica.

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante encontrado na natureza, depois do oxigênio e do silício, e representa cerca de 8% da crosta terrestre. A obtenção do alumínio é feita a partir da bauxita, minério mais importante para sua produção, sendo o Brasil possuidor da terceira maior reserva mundial desta, cujo potencial é da ordem de 2,5 bilhões de toneladas. Em 2006, um total de 46 países produziu aproximadamente 34 milhões de toneladas de alumínio primário, tendo o Brasil ocupado a sexta posição entre os maiores produtores mundiais, com uma produção de aproximadamente 1,6 milhões de toneladas/ano. Além da terceira maior jazida de bauxita do planeta, o Brasil é o quarto maior produtor de alumina e ocupa a quinta colocação na exportação de alumínio primário/ligas (ABAL, 2007).

A reciclabilidade é outro dos principais atributos do alumínio e reforça a vocação de sua indústria para a sustentabilidade em termos econômicos, sociais e ambientais. O alumínio pode ser reciclado infinitas vezes sem perder suas características no processo de reaproveitamento, ao contrário de outros materiais; utensílios domésticos, latas de bebidas, esquadrias de janelas, componentes automotivos, entre outros, podem ser fundidos e empregados novamente na fabricação de novos produtos. Ainda segundo ABAL (2007), a reciclagem do alumínio representa uma combinação única de vantagens: economiza recursos naturais, energia elétrica – no processo,

consome-se apenas 5% da energia necessária para produção do alumínio primário – além de oferecer ganhos sociais e econômicos.

O alumínio pode ser reciclado tanto a partir de lixo gerado por produtos de vida útil esgotada quanto a partir de sobras do seu processo produtivo, tais como refugos, sucatas, escórias, pós, cavacos, entre outros. Pesquisas aplicadas, como o trabalho de Fiore, Zanetti e Ruffino (2005), apontam a grande viabilidade econômica e produtiva do reuso de tais resíduos, enquanto trabalhos com o de Botha e Govender (2002) demonstram o potencial de reciclagem do alumínio até mesmo para as mais modernas tecnologias, como a produção de material semi-sólido.

Assim sendo, a realização de um estudo mais amplo sobre as características de obtenção e comportamento de novas ligas Al-Si para tixoconformação é um tema extremamente interessante, seja considerando o atual cenário de progresso dos processos de tixoconformação, seja considerando a importância do alumínio e suas ligas para o mercado metalúrgico brasileiro e mundial.

1.2. Objetivos

Grande parte dos materiais empregados em tixoconformação são ligas da família Al-Si com pelo menos 6,0wt%Si. Uma liga fundida de alumínio A380.1 (com teor de Si entre 7,5wt% e 9,5wt% e cobre entre 3,0wt% e 4,0wt%) custa cerca de 9% menos que o alumínio primário (alumínio comercialmente puro, com aproximadamente 99,7wt%Al), enquanto uma liga A356.0 específica para tixoconformação custa cerca de 55% mais que o alumínio primário. Tendo em vista a grande demanda por matérias-primas que viabilizem economicamente a expansão dos processos de tixoconformação, o desenvolvimento de ligas tixoconformáveis com menores custos é um passo fundamental para a ampliação de fornecedores de matéria-prima e, conseqüentemente, para a evolução desta tecnologia em escala industrial (LME, 2007; CHIARMETTA, BARDI e EVANGELISTA, 2000b *apud* ZOQUI, GRACCIOLLI e LOURENÇATO, 2008).

Este trabalho trata da aplicação de um protocolo de avaliação dos parâmetros de tixoconformabilidade, ou seja, uma metodologia para a produção e desenvolvimento de matérias-

primas – apresentado em Zoqui e Paes (2005) – para ligas Al–Si–Cu–Mg, com o intuito de testar e avaliar tais ligas para aplicações específicas e, na medida do possível, alternativas de menores custos para matérias-primas já existentes.

De maneira geral, os objetivos deste trabalho tratam do estudo de novas ligas específicas para tixoconformação, propondo-se então a contribuir para o preenchimento de tal lacuna de matérias-primas no mercado. Do mesmo modo, espera-se observar o efeito do teor de silício em todas as etapas de produção e desenvolvimento das novas ligas Al–Si–Cu–Mg estudadas, permeando-se na hipótese de que ligas tixofundidas com baixos teores de silício apresentam comportamento reológico semelhante a ligas com maiores teores de silício; o efeito da adição de 2,5wt%Cu também é alvo de estudo, fornecendo dados que, em trabalhos futuros, poderão ser empregados para confrontar os resultados obtidos em termos de mudanças microestruturais e comportamento viscoso com outros trabalhos prévios do Grupo de Tixoconformação que abordam ligas Al–Si–Mg (PAES, 2004; ZOQUI, LOURENÇATO e BENATI, 2008) e Al–Cu (ZOQUI, 1995), gerando assim uma gama de novas ligas Al–Si tixoconformáveis e suas respectivas características e propriedades reológicas.

1.3. Organização

Na seqüência deste trabalho apresenta-se, no Capítulo 02, alguns conceitos relevantes a cada etapa adotada nesta pesquisa, tais como uma visão geral das ligas Al–Si e Al–Si–Cu–Mg, principais meios de obtenção da matéria-prima empregada na tixoconformação, teorias de refino de grãos, características de escoamento destes materiais, tópicos de tixoconformação e reofundição, além de abordagens sobre macro e microestruturas tixo e reofundidas e ensaios de *Differential Scanning Calorimetry* (DSC).

O Capítulo 03 trata dos materiais e métodos empregados neste trabalho, produção e caracterização das novas ligas tixoconformáveis, particularidades dos ensaios de DSC, curvas de aquecimento, e emprego do *software* Thermo-Calc[®], tratamentos térmicos e testes de compressão a quente das ligas estudadas.

No Capítulo 04, encontram-se os resultados obtidos com discussões acerca das características macro e microestruturais encontradas, bem como as características de escoamento

das ligas, com destaque para as caracterizações de tamanho de grãos, tamanho de glóbulo primário, fator de forma (SF) e cálculos do *Rheocast Quality Index* (RQI), além das caracterizações de tensão média e tensão máxima de escoamento e viscosidade aparente de todas as ligas em todas as condições estudadas. Finalmente, o Capítulo 05 traz as conclusões concebidas em função das hipóteses supracitadas, que norteiam todas as etapas desta pesquisa, bem como as sugestões para futuros trabalhos ligados a esta área de pesquisa. O Anexo A traz as tabelas de ensaios aleatórios para os experimentos realizados nesta dissertação, e o Anexo B, as curvas de DSC obtidas a partir dos ensaios de DSC.

Capítulo 02

Revisão Bibliográfica

Este capítulo aborda, sinteticamente, os principais conceitos e teorias que pautam as discussões e proposições desta dissertação. Serão apresentados, pela ordem, as ligas de alumínio e suas particularidades, os meios de obtenção da matéria-prima empregada na tixoconformação, dando enfoque às teorias de refino de grãos, as características de escoamento destes materiais e os processos de tixoconformação propriamente ditos, além de tópicos sobre macro e microestruturas reofundidas e tixofundidas, e, também, considerações sobre os ensaios de DSC.

2.1. Alumínio: conceitos gerais

O alumínio e suas ligas constituem um dos grupos de materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos dentre todos os metais usualmente conhecidos, sendo que, como metais estruturais, suas aplicações só são menores que a dos aços. O alumínio possui uma densidade de $2,7\text{g/cm}^3$, aproximadamente um terço da densidade do aço, o que somado à sua elevada resistência mecânica o torna bastante útil na construção de estruturas móveis, como veículos e aeronaves. Além disso, o alumínio não é ferromagnético, possui elevada condutividade térmica e elétrica, é atóxico e, com determinados tratamentos e/ou elementos de liga, pode se tornar resistente à corrosão em meios bastante agressivos (ABAL, 2007).

As ligas de alumínio são geralmente divididas em duas categorias – ligas trabalhadas, destinadas a trabalho mecânico (forjamento, laminação, extrusão, entre outros), e ligas fundidas,

destinadas à produção de componentes via fundição. Cada uma dessas categorias subdivide-se em diversas classes de acordo com sua composição, conforme Tabela 2.1 (ROOY, 1992a):

Tabela 2.1: Classes das ligas de alumínio de acordo com sua composição química.

Ligas trabalhadas	Ligas fundidas
1xx.x: Alumínio comercialmente puro	1xx.x: Alumínio comercialmente puro
2xxx: Cobre	2xx.x: Cobre
3xxx: Manganês	3xx.x: Silício com adição de cobre e/ou magnésio
4xxx: Silício	4xx.x: Silício
5xxx: Magnésio	5xx.x: Magnésio
6xxx: Magnésio e silício	7xx.x: Zinco
7xxx: Zinco	8xx.x: Estanho
8xxx: Outro elemento	9xx.x: Outro elemento

2.1.1. Ligas trabalhadas

Produtos comerciais de ligas de alumínio trabalhadas são comumente divididos em cinco grupos – baseados nos métodos de produção aplicados e nas configurações geométricas do produto – produtos laminados planos (folhas, placas, chapas, etc); barras, vergalhões e fios; produtos tubulares; perfis e forjados. Os principais empregos destas ligas vão desde aplicações gerais como carrocerias de ônibus e furgões, utensílios domésticos, embarcações, calhas, forros, construção civil e fachadas, até fins mais específicos como equipamentos para a indústria alimentícia, química e de bebidas e confecção de peças sujeitas aos mais elevados esforços mecânicos na indústria aeronáutica, militar, máquinas e equipamentos, moldes para injeção de plástico e estruturas (CAYLESS, 1992).

Esta ampla gama de aplicações dá-se em função de um conjunto de propriedades que abrangem excelente condutibilidade e resistência à corrosão, elevada resistência mecânica e boa usinabilidade e conformabilidade, de acordo com a série da liga em questão. Basicamente, ligas da série 1xx.x apresentam excelente ductilidade e resistência à corrosão, ligas da série 2xxx boa resistência mecânica e usinabilidade, ligas da série 3xxx boa conformabilidade e resistência à corrosão, ligas das séries 5xxx e 6xxx alta resistência mecânica e à corrosão, e, finalmente, ligas da série 7xxx possuem alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão e boa conformabilidade. Ligas da série 4xxx têm seu uso limitado a metal de adição para soldagem de ligas das séries 1xx.x, 3xxx e 6xxx (BRAY, 1992).

2.1.2. Ligas fundidas

As ligas fundidas de alumínio são as mais versáteis dentre todas as ligas convencionais de fundição, e, geralmente, possuem as maiores fundibilidades. Assim como os materiais não ferrosos, as ligas de alumínio possuem grandes vantagens, tais como boa fluidez para preencher seções delgadas, baixo ponto de fusão comparado à maioria dos demais metais, rápida transferência de calor do alumínio fundido para o molde, gerando menores ciclos de processo, estabilidade química, boa superfície do material bruto de fusão com superfície brilhante e poucos defeitos, entre outros (KEARNEY E ROOY, 1992).

O alumínio é um dos poucos metais que pode ser aplicado em todos os tipos de processos de fundição usualmente adotados para a fundição de metais. Dentre estes processos, os de maior aplicação comercial são fundição sob pressão, fundição em coquilha e fundição em areia, entre outros. As ligas empregadas nas aplicações gerais de engenharia frequentemente contêm silício para melhorar suas características de fundição, tais como fluidez (no vazamento) e resistência a trincas de contração (quando o metal quente se solidifica e se contrai). O cobre também é frequentemente utilizado como um elemento de liga para proporcionar maiores dureza e resistência exigidas em serviço (ROOY, 1992b).

As ligas Al-Si-Cu são as mais amplamente empregadas dentre as ligas de fundição – ligas com maiores teores de silício são geralmente empregadas para fundições mais complexas e para fundições sob pressão e em coquilha, que exigem o uso de técnicas mais precisas para evitar problemas como fragilização das ligas. Ligas com teores de cobre maiores que 3 a 4% são tratáveis termicamente, mas geralmente os tratamentos térmicos são aplicados somente em ligas que contêm também Mg, uma vez que este torna a liga mais suscetível ao tratamento térmico. Ligas Al-Mg apresentam maiores problemas na fundição, mas possuem boa resistência e ductilidade. Elas são amplamente utilizadas em ambientes agressivos, como peças e acessórios de navios. Ligas com altos teores de silício (maiores de 10%) sofrem pouca expansão térmica, o que configura uma vantagem em algumas aplicações que exigem altas temperaturas (ROOY, 1992b).

As ligas fundidas de alumínio são baseadas no mesmo sistema de classificação adotado para as ligas trabalhadas, são reforçáveis pelos mesmos mecanismos (exceto por endurecimento por deformação a frio, ou encruamento) e são analogamente classificadas em ligas não tratáveis e

tratáveis termicamente. A grande diferença consiste no fato das ligas fundidas possuírem teores de silício muito maiores do que os encontrados na maioria das ligas trabalhadas. Ligas fundidas de alumínio devem conter, além de elementos de reforço, quantidades suficientes de elementos formadores de eutético (geralmente o silício) para que se tenha fluidez adequada para suplantar a contração que ocorre em praticamente todos os fundidos (ROOY, 1992a).

O comportamento do sistema alumínio-silício provê a formação de um eutético simples, o qual torna possível a viabilidade comercial da maioria das ligas fundidas de alumínio. Os teores de silício, variando desde cerca de 4% até o nível eutético, em cerca de 12%, reduzem refugos, permitem a produção de peças mais complexas com grandes variações de seção e geram fundidos com muito mais qualidade interna e superficial. Tais benefícios são oriundos dos efeitos do silício no aumento da fluidez, redução de trincas e melhora das condições de alimentação minimizando as porosidades e trincas de contração (ROOY, 1992b).

O sistema Al-Si forma um eutético simples, no qual as fases em equilíbrio são fase α e Si lamelar, conforme ilustra a Figura 2.1 a seguir. Este eutético pode ser modificado de lamelar a globular com a adição de estrôncio e/ou sódio, o que melhora as características mecânicas do produto final. A solubilidade sólida do silício no alumínio é baixa, variando de 0,01wt%Si à temperatura ambiente até 1,5wt%Si à 577°C. A temperatura de transformação eutética é aceita como sendo $577 \pm 1^\circ\text{C}$, e a composição do ponto eutético tem sido reportada como sendo $12,2 \pm 0,1\text{wt}\%\text{Si}$ (MONDOLFO, 1976; MURRAY e McALLISTER, 1984).

Os principais empregos destas ligas vão desde equipamentos para indústrias químicas e de alimentação, condutores elétricos, utensílios domésticos, moldes para artefatos de borracha, acessórios ornamentais de máquinas e equipamentos e componentes arquiteturais anodizados até peças submetidas a elevadas tensões na engenharia de aviação, marítima e de transporte, componentes complexos sob tensão, peças estruturais sob tensão e peças fundidas com seções finas como cabeçote de cilindros, corpo de válvulas, blocos de motores, camisa de água, união para mangueiras, acessórios para indústria de máquinas, construção civil, componentes de aviação e de mísseis, embarcações, entre outros (KEARNEY, 1992).

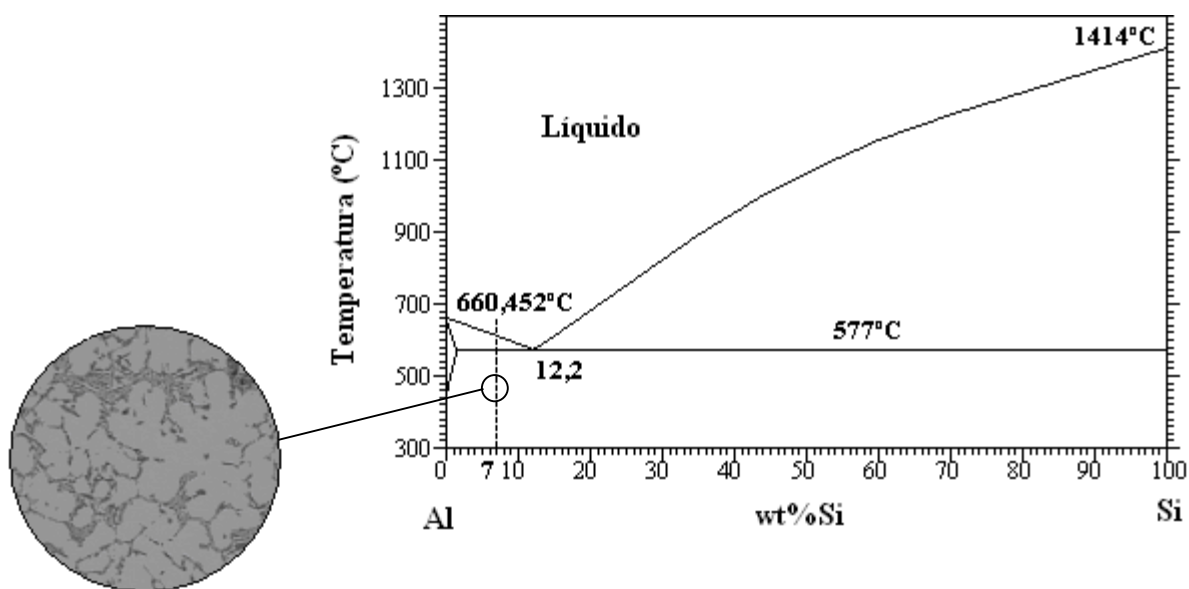


Figura 2.1. Diagrama de fases Al-Si. Em destaque, microestrutura da liga fundida A356, composta por α (fase clara) e eutético Al-Si (fase escura) (Adaptado de MONDOLFO, 1976).

2.1.3. Elementos de liga

Para as ligas desenvolvidas neste trabalho, os principais elementos de ligas são o silício, o cobre e o magnésio, além do titânio, presente como refinador de grãos, e o ferro, principal impureza encontrada. De forma breve, segue um comentário acerca da influência de cada um destes elementos no comportamento final de ligas fundidas convencionais (ROOY, 1992b):

- Silício: O efeito majoritário da adição de Si nas ligas de Al é a melhora nas características da fundição. Adições de Si no Al puro promovem grandes melhoras na fluidez, resistências a trincas de contração e características de alimentação do metal líquido. É o elemento de liga mais acentuadamente empregado entre todas as composições de ligas de Al utilizadas em processos de fundição. Ligas comerciais apresentam composições que abrangem desde ligas hipoeutéticas até hipereutéticas com cerca de 25%Si ou mais. Em geral, uma faixa ótima de Si pode ser determinada para cada processo de fundição, de modo que para processos com baixas taxas de remoção de calor utiliza-se ligas com faixas de 5 a 7%Si, para fundição em coquilha de 7 a 9% e para fundição sob pressão na ordem de 8 a 12%. As bases para estas especificações apoiam-se na relação entre a taxa de resfriamento *versus* a fluidez e o efeito da porcentagem de eutético sobre a alimentação de metal líquido. Adições de Si são

também acompanhadas pela redução do peso específico e do coeficiente de expansão térmica;

- Cobre: As ligas mais empregadas comercialmente contêm entre 4 a 10% de cobre em sua composição. O cobre melhora substancialmente a dureza e resistência mecânica das ligas, seja em condição bruta de fusão, seja após tratamentos térmicos. Ligas contendo de 4 a 6% de cobre respondem melhor a tratamentos térmicos. O cobre comumente diminui a resistência geral à corrosão das ligas e, em algumas composições e condições específicas, pode também diminuir a susceptibilidade à corrosão sob tensão. Adições de cobre também reduzem a resistência a trincas de contração e diminuem a fluidez do metal líquido;
- Magnésio: O magnésio é a base para o desenvolvimento da dureza e resistência nas ligas Al–Si tratadas termicamente e é usado em ligas Al–Si mais complexas contendo cobre, níquel e outros elementos de liga com este propósito. A fase $MgSi_2$ exibe um limite de solubilidade que corresponde a aproximadamente 0,7%Mg, além do qual nenhum reforço adicional ocorre. As ligas mais comuns da família Al–Si empregam o Mg na ordem de 0,4 a 0,7%. Ligas binárias Al–Mg são amplamente empregadas em situações que exigem um revestimento de superfície brilhante e boa resistência à corrosão, além de resistência mecânica e ductilidade. Características como instabilidade e temperatura ambiente de envelhecimento para ligas com altas concentrações de Mg favorecem os tratamentos térmicos;
- Titânio: O Ti é extensivamente empregado para refinar a estrutura de grãos em ligas fundidas de Al, freqüentemente em uma combinação com pequenas quantidades de boro. O Ti é freqüentemente aplicado em concentrações muito maiores do que as necessárias para o refino de grãos com o intuito de reduzir tendências a trincas em ligas com composições que podem sofrer fragilização a quente;
- Ferro: O Fe melhora a resistência às trincas de contração e diminui a tendência ao colamento ou soldadura das ligas nos moldes em processos de fundição sob pressão. Aumentos nos teores de ferro são, contudo, acompanhados de um grande decréscimo na ductilidade. Reage formando uma enorme quantidade de fases insolúveis em ligas fundidas de alumínio, sendo as mais comuns o $FeAl_3$, $FeMnAl_6$, e o $AlFeSi-\alpha$; estas fases são responsáveis por melhoras na resistência da liga, especialmente a altas

temperaturas. Como a fração de fases insolúveis aumenta de acordo com o aumento do teor de ferro, algumas condições de fundição como fluidez e características de alimentação de metal líquido são adversamente afetadas.

2.2. Métodos de obtenção de matéria-prima

Na maior parte dos casos, as ligas industriais solidificam-se com estruturas dendríticas. As propriedades mecânicas dessas ligas podem ser melhoradas pela transformação de sua estrutura dendrítica em uma estrutura globular; a aplicação de tensões de cisalhamento na região semi-sólida leva à fragmentação dos braços dendríticos que se tornam pequenas partículas. A sucessiva redução da temperatura e aplicação de tensões causam deformações nas partículas, que se transformam em rosetas e então em formas globulares (PAHLEVANI, SALARFAR e NILI-AHMADABADI, 2004; FLEMINGS, 1991).

Como resultado, o semi-sólido se comporta como uma pasta tixotrópica, ou seja, a viscosidade da liga mostra uma dependência com o tempo e diminui em função do aumento das taxas de cisalhamento. Alternativamente, a pasta pode ser totalmente solidificada e depois parcialmente refundida sem agitação. Na aplicação de cisalhamento, esta reassume suas propriedades de fluido, e pode ser moldada sob pressão, forjada (tixoforjada), injetada (tixoinjetada) ou extrudada (tixoextrudada), de acordo com a composição sólido/líquido presente. (LAXMANAN e FLEMINGS, 1980). Em geral, para maiores frações de líquido, da ordem de 50% a 90%, dá-se a tixoinjeção, e para menores frações de líquido, da ordem de 10% a 50%, a tixoextrusão e o tixoforjamento. Vale lembrar que, nesta dissertação, convencionou-se chamar de “tixo” todos os processos em que a matéria-prima é totalmente solidificada e depois reaquecida para o processamento, reassumindo, desse modo, suas características tixotrópicas. Quando se tratou de situações para as quais as pastas tixotrópicas foram obtidas da transformação da fase líquida e, a partir daí, diretamente processadas sem a solidificação completa, chamou-se de “reo”; desse modo, é estabelecida uma clara diferença entre o tixoprocessamento (tixofundição, tixoconformação) e o reoprocessamento (reofundição, reoconformação).

As matérias-primas empregadas na tixoconformação, *Semi-solid Metal* (SSM), podem ser obtidas através de duas vias principais: **processamento durante a solidificação** e **processamento posterior à solidificação**; em ambos os grupos os processos visam a

modificação da morfologia da microestrutura em formação ou já formada de dendrítica para globular. Nestes processos, a globularização apenas parcial já é suficiente, pois, em geral, os processos posteriores de tixoconformação implicarão em reaquecimento desta matéria prima à temperatura intermediária entre *solidus* e *liquidus* para viabilizar a conformação, o que implicará na continuidade do fenômeno de globularização da fase primária (FLEMINGS, 1991; ZOQUI, 2001).

Dentre os **processos que ocorrem durante a solidificação**, existe ainda uma subdivisão entre processos que interferem no crescimento e processos que interferem na nucleação. Os **processos que interferem no crescimento** atuam no líquido em solidificação de maneira a inibir ou suprimir o crescimento dendrítico através de uma grande agitação que gera a ruptura da estrutura já formada e sua globularização por mecanismos de redução de energia superficial – como resultado, têm-se glóbulos de fase primária envoltos por líquido. O material é então rapidamente resfriado para que haja a solidificação da fase líquida e, portanto, para que quando reaquecido, reassuma as propriedades de pasta tixotrópica (FLEMINGS, 1991).

A formação da estrutura reofundida não dendrítica depende fundamentalmente da quebra das dendritas em formação e de sua posterior esferoidização; contudo, a base para isto é a nucleação, inicialmente dendrítica. No caso da obtenção de reofundidos através de técnicas de agitação do líquido em solidificação este mecanismo de formação do núcleo dendrítico original compreende, em geral, os seguintes passos (FLEMINGS, 1991):

- Fratura inicial do ramo ou braço dendrítico em formação devido ao intenso fluxo de líquido;
- Refusão da raiz dos braços dendríticos devido ao acúmulo de soluto através do mecanismo de *ripening*. O fluxo de metal líquido acelera a difusão de soluto envolvida neste mecanismo e, na ruptura completa do braço dendrítico, este mesmo fluxo se encarrega de remover o ramo dendrítico para longe do ramo original. Este fenômeno pode ser amplificado pela turbulência no líquido gerada pela convecção térmica, pela tensão imposta a este braço devido aos possíveis dobramentos causados pela turbulência no líquido ou ainda por uma maior concentração de soluto na raiz dos braços dendríticos iniciais;

A combinação de todos estes mecanismos pode estar envolvida concomitantemente, já que os mesmos não são excludentes. Tem-se, portanto, que a base para a formação da estrutura reofundida está no controle da nucleação dos primeiros sólidos dendríticos. O crescimento do braço ou ramo dendrítico destacado da parede do molde continua de maneira dendrítica. Com a continuidade da agitação e com o controle da taxa de resfriamento a morfologia dendrítica passa a uma forma híbrida conhecida como roseta. Isto é o resultado de mecanismo de *ripening* e da coalescência, assim como da própria abrasão entre várias rosetas. O *ripening* e a coalescência prosseguem durante o restante da solidificação. Com suficiente tempo e agitação as partículas se tornam esferoidais ou quase-esferoidais, com uma pequena quantidade de líquido em seu interior conhecida como *entrapped liquid*, devido aos mecanismos de dobramento. A Figura 2.2 ilustra a sequência destes fenômenos (FLEMINGS, 1991; ZOQUI, 2001).

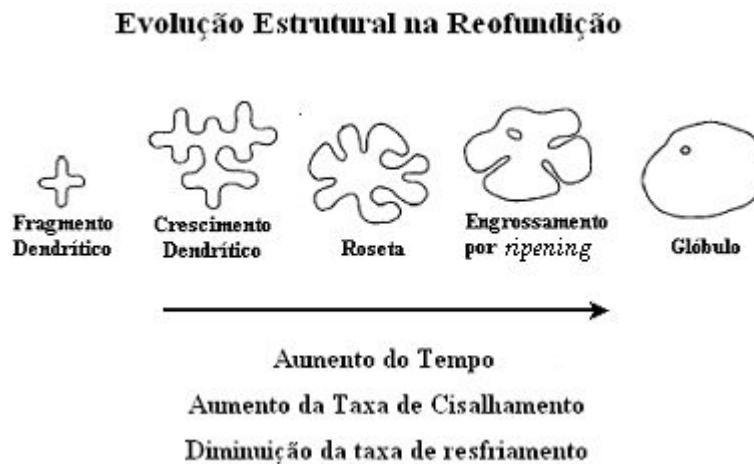


Figura 2.2: Ilustração esquemática da evolução estrutural de uma partícula durante a solidificação com agitação vigorosa (Adaptado de FLEMINGS, 1991).

De maneira sucinta, pode-se definir os processos de coalescimento e os mecanismos de *Ostwald ripening* como sendo fenômenos de engrossamento dos braços dendríticos. Nestes processos há o desaparecimento de ramos dendríticos secundários e o engrossamento dos ramos primários, levando a uma rápida globularização. Os fenômenos de engrossamento ocorrem desde o início da solidificação, quando as distâncias para a difusão são ainda pequenas. Os mecanismos de *Ostwald ripening* são regidos por três modelos, propostos por Kattamis, Coughin e Flemings

(1967) e Kahlweit (1968), que envolvem os fenômenos de dissolução de ramos menores, difusão de soluto no meio líquido entre os ramos e incorporação de soluto nos ramos mais grosseiros. O resultado é a redução do número de ramos e o aumento da distância entre eles. Já com relação aos processos de coalescência, existem dois modelos propostos por Young (1992) e Kirkwood (1994) e Genda, Yoyon e Geing (1987), que envolvem a aglomeração, ou aproximação, de ramos secundários devido à deposição de soluto em regiões com raio de curvatura negativo (regiões côncavas), ou ainda à aproximação física das superfícies e seu contato. Estes dois modelos resultam na supressão de superfícies de separação levando à união de dois ou mais braços em um só, de maior dimensão. Para o caso das estruturas reofundidas, o mecanismo proposto por Genda, Yoyon e Geing (1987) tem sido o mais aceito uma vez que este mecanismo explica a formação do *entrapped liquid* apresentado por Flemings (1991). Em grande parte das estruturas reofundidas pesquisadas até o momento, a presença de uma quantidade de segunda fase (eutética ou não) na forma de *entrapped liquid* foi reportada. A quantidade e morfologia variam de acordo com a liga e o método de preparação do material, mas sua presença tem sido constante (ZOQUI, 1995).

Quanto à natureza da agitação imposta ao líquido em solidificação, esta pode ser, comumente, de origem mecânica ou eletromagnética. A imposição de agitação mecânica forçada no líquido em solidificação leva à ruptura da estrutura dendrítica em formação e incentiva sua globularização (FLEMINGS, 1991). Alguns estudos bastante relevantes na área foram os trabalhos de Flemings, Riek e Young (1976), Spencer, Mehrabian e Flemings (1972), Mehrabian (1975) e Prasad *et al.* (1982). Em relação à agitação eletromagnética, esta é promovida no líquido em solidificação pela ação de fortes campos eletromagnéticos. As correntes elétricas induzidas pelo campo promovem uma forte agitação, rompendo a estrutura em formação e estimulando a multiplicação cristalina e sua conseqüente globularização (VIVÉS, 1992). Diversos equipamentos e pesquisas foram desenvolvidos visando otimizar a produção de SSM via agitação eletromagnética, dentre os quais pode-se destacar trabalhos como os de Winter (1980), Vivés (1992), Gabathuler (1992) e Zoqui e Paes (2000).

Os **processos que interferem na nucleação** consistem em aumentar a taxa de nucleação inicial, isto é, a quantidade de núcleos em função do tempo e do volume do líquido, restringindo assim seu crescimento e resultando em uma estrutura sólida de grãos finos. Trata-se, portanto, de incentivar uma nucleação extensiva em todo o volume do líquido quando associada à elevada

taxa de resfriamento (PAES, 2004). Algumas dos trabalhos mais relevantes neste sentido são o processo de coquilhamento em canais *Ahresty* (SHIBATA, 1998), o *New Rheocasting Process* (NRC) (KLEINER, 2002) e o ultra-refino de grãos, técnica empregada nesta pesquisa através da liga refinadora de grãos Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B, que será mais detalhada na seqüência desta dissertação.

Tendo em vista que a estrutura globular das pastas reofundidas é o resultado de rompimento de ramos dendríticos e sua globularização no líquido sob forte agitação, pode-se supor que tais fenômenos possam ser promovidos também a partir de uma estrutura dendrítica. Diante disto, várias pesquisas viabilizaram a produção de pastas reofundidas a partir de material solidificado convencionalmente via **processamento posterior à solidificação**, pela fusão parcial seletiva de fases via tratamentos térmicos. Os processos basicamente envolvem o aquecimento do material a temperaturas superiores à temperatura *solidus*, promovendo a liquefação de fases de baixo ponto de fusão e globularização de fases de mais alto ponto de fusão (ROBERT e KIRKWOOD, 1987; ROBERT, 1989).

A fusão parcial controlada (FPC) baseia-se no aquecimento de estruturas dendríticas convencionais acima da temperatura *solidus*, promovendo fusão parcial do material, isto é, inicialmente das fases com menor temperatura de fusão, como fases eutéticas em ligas hipoeutéticas e hipereutéticas. A fase primária remanescente, envolta por líquido, tende naturalmente a globularizar devido a fenômenos de redução da energia superficial. A manutenção do material a uma temperatura e tempo adequados resulta em estruturas globulares (REEVES e KATTAMIS, 1971; ROBERT e KIRKWOOD, 1987; ROBERT, 1989; ZOQUI, 2001).

A Figura 2.3 ilustra a evolução da morfologia dendrítica para a morfologia globular. Como resultado, é obtida uma estrutura final com morfologia globular, geralmente irregular, contendo uma grande quantidade de líquido retido em seu interior, resultado dos fenômenos de coalescência dos ramos dendríticos adjacentes e de glóbulos em contato. Esta estrutura é grosseira e os glóbulos possuem, em geral, grande dimensão (ROBERT e KIRKWOOD, 1987; ZOQUI, 2001).

Pode-se ainda citar que para altas temperaturas, ou seja, para altas frações sólidas, prevalecem os mecanismos de coalescência, enquanto que para baixas frações sólidas os

mecanismos de *Ostwald ripening* são preponderantes na modificação da estrutura dendrítica para a estrutura globular (ROBERT, 1993).

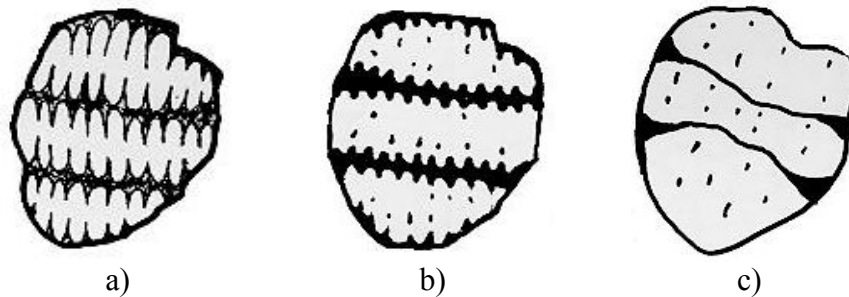


Figura 2.3: Esquema da evolução de uma estrutura dendrítica durante a globularização: a) grão com os fragmentos dendríticos iniciais; b) fusão parcial dos contornos de grão e contornos interdendríticos; c) globularização dos braços dendríticos (Adaptado de ZOQUI, 2001).

Existem ainda diversas outras rotas diferentes para a obtenção de SSM. Segundo levantamento de Atkinson (2005), os principais equipamentos e processos atualmente empregados para a obtenção de estruturas não-dendríticas são o *Magneto-hydrodynamic* (MHD) *Stirring*, *Sprayforming*, *Strain-induced Melt Activation* (SIMA), *Liquidus/Near-liquidus Casting*, *New Massachusetts Institute of Technology* (MIT) *Process*, *Grain Refinement* e *Semi-solid Thermal Transformation*, entre outros. Descrições detalhadas destes processos e de alguns outros também relevantes podem ser encontradas em Figueredo (2001).

2.3. Ultra-refino de grãos

A nucleação pode ser definida como a formação de uma nova fase a partir de outra, em posições específicas ou caracterizada por contornos bem definidos que a separam do meio que a gerou. No caso da solidificação, a nucleação envolve a formação de partículas de sólido envolvidas pelo material líquido. Quando esse sólido é formado dentro do próprio líquido sem o auxílio de nenhum tipo de estimulante energético externo, diz-se que a nucleação é homogênea. Experimentalmente a nucleação homogênea não é um fenômeno fácil de se analisar, já que depende da completa ausência de materiais estranhos no volume do material líquido; portanto, normalmente a formação de um núcleo sólido sofre uma ação catalisadora por meio da presença, no volume do líquido, de superfícies adequadas e de natureza diversa do líquido. O agente catalisador da nucleação pode ser tanto partículas sólidas em suspensão no líquido, paredes de molde, uma película de óxido na superfície do líquido, ou elementos ou compostos inseridos

propositadamente. Nestas condições, a nucleação tem início exatamente nessas partículas estranhas ao sistema e é denominada nucleação heterogênea (GARCIA, 2001).

Ainda segundo Garcia (2001), a intensidade da nucleação controla a estrutura final e, conseqüentemente, as propriedades do sólido formado. Cada grão de uma estrutura cristalina cresce a partir de um único núcleo, sendo, portanto, o número de núcleos estáveis disponíveis no volume de líquido que irá determinar o tamanho final do grão. Em muitas aplicações práticas, particularmente quando se busca um maior nível de resistência mecânica, uma estrutura de granulação mais fina é mais indicada, o que implica em disponibilizar o maior número possível de núcleos por ocasião da transformação líquido/sólido. Uma das técnicas tradicionais de controle de tamanho de grãos consiste na adição de agentes nucleantes ao banho fundido. Um agente nucleante é uma substância adicionada intencionalmente ao líquido para agir como um catalisador da nucleação. Industrialmente um grande número de agentes inoculantes é utilizado no refino de grãos de ligas comerciais, como, por exemplo, titânio e boro para ligas de alumínio.

Inoculantes da família Al–Ti–B têm sido usados comercialmente como refinadores de grãos do alumínio e suas ligas há pelo menos 50 anos. Sua introdução facilitou a rápida expansão da indústria do alumínio, concatenando qualidade de produto com altas velocidades de processo; como o mercado continua demandando padrões de qualidade cada vez mais altos, pesquisas referentes a refinadores de grãos seguem como um passo fundamental neste sentido (KEARNS, THISTLETHWAITE e COOPER, 1996).

Ainda segundo Kearns, Thistlethwaite e Cooper (1996), há três teorias principais que tentam explicar como os refinadores de grãos atuam, propostas por Crossley e Mondolfo (1951), Cibula (1949-50) e Jones e Pearson (1976). A “teoria peritética”, criada por Crossley e Mondolfo (1951), baseia-se na reação peritética do diagrama de fases Al–Ti para teores reduzidos de titânio, entre 0,12wt% e 1,3wt%, e propõe que as partículas de $TiAl_3$ dissolvem-se no alumínio fundido ocasionando um forte efeito de refino que diminui em função do tempo.

Conforme se pode notar pela Figura 2.4, para temperaturas acima da linha *liquidus*, todo o titânio está dissolvido no líquido. Ao se atingir a linha *liquidus* – limite de solubilidade do titânio no líquido – este, em excesso, separa-se em uma fase rica em titânio (37,2wt%Ti), o intermetálico $TiAl_3$. À medida que o sistema é resfriado, a composição do líquido é alterada segundo a linha

liquidus, assim como a quantidade relativa de TiAl_3 presente; esta situação prossegue até que o líquido atinja a composição peritética (que significa exatamente o limite de solubilidade do titânio no alumínio líquido). Nesta situação, o líquido combina-se com a fase primária TiAl_3 originando uma nova fase, caracterizada como uma solução sólida de alumínio-titânio. A reação, denominada peritética, ocorre em tal sistema a 655°C , segundo a Equação 2.1:

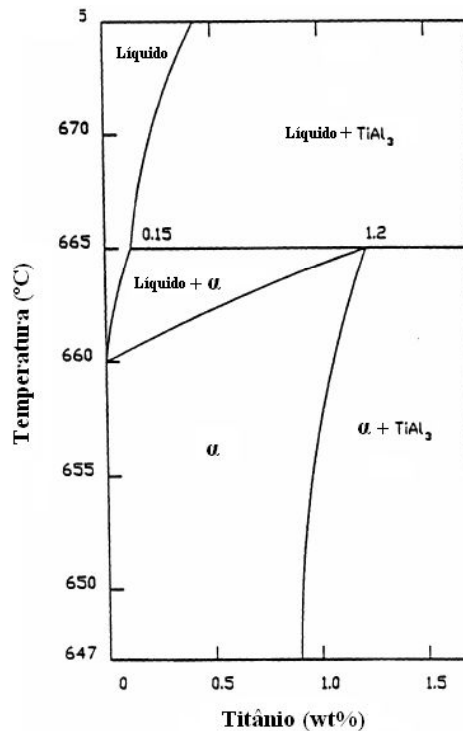


Figura 2.4: Detalhe do diagrama de fases Al-Ti mostrando a reação peritética à 655°C (Adaptado de McCARTNEY, 1989).

A atuação do TiAl_3 como nucleante do alumínio é confirmada por Crossley e Mondolfo (1951) através da observação da microestrutura de grãos refinados, onde os cristais de TiAl_3 presentes se situam em centros de grãos, evidenciando que houve a nucleação de α ; Davies, Dennis e Hellawell (1970) e Maxwell e Hellawell (1975) também observaram a presença de partículas de TiAl_3 no centro de grãos α . A adição de B, por sua vez, deslocaria o ponto de reação peritética para valores menores, permitindo assim a estabilidade termodinâmica dos aluminetos mesmo com baixos teores de titânio (McCARTNEY, 1989). A Figura 2.5 mostra a microestrutura de uma liga de Al comercialmente pura (cp) inoculada com uma liga refinadora Al-6,0wt%Ti e pó de TiB_2 de alta pureza, com uma fração de 0,5wt%Ti na liga Al cp, destacando a formação das

fases TiAl_3 e TiB_2 através de uma nucleação simples de TiAl_3 em torno de TiB_2 e uma nucleação múltipla de TiAl_3 em torno de TiB_2 (MOHANTY e GRUZLESKI, 1995).

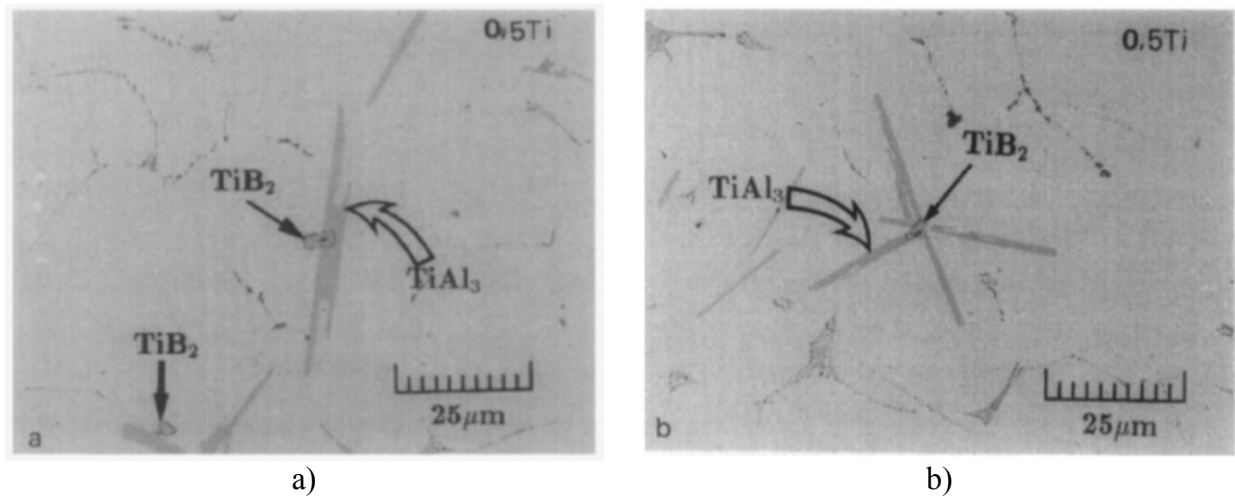


Figura 2.5: Microestrutura de uma liga Al cp inoculada com uma liga refinadora Al-6,0wt%Ti e pó de TiB_2 de alta pureza, destacando a formação das fases TiAl_3 e TiB_2 : a) nucleação simples de TiAl_3 ; b) nucleação múltipla de TiAl_3 (MOHANTY e GRUZLESKI, 1995).

A “teoria do carboneto-boreto” proposta por Cibula (1949-50) sugere que o efeito refinador da liga Al-Ti deve-se à formação do TiC , ainda que não haja adição intencional de carbono, pela reação com o carbono residual presente no alumínio – o composto TiC pode se formar com apenas algumas centenas de ppm inevitavelmente existentes como impurezas no alumínio e suas ligas. Com adições combinadas de Ti e B, através de ligas refinadoras Al-Ti-B, propõe-se que partículas de TiB_2 dispersas no metal juntamente com o TiC , ambas insolúveis no alumínio fundido, atuem como centros de nucleação heterogênea.

Por fim, segundo Jones e Pearson (1976), apoiados por Mohanty e Gruzleski (1995, 1996), os átomos de Ti podem ser segregados para a interface TiB_2 /metal fundido, aumentando o potencial do substrato, que pode formar uma camada estável de átomos sobre a superfície do TiB_2 , camada esta que possibilita o crescimento do α primário mais facilmente.

Recentemente, diversas pesquisas têm sido conduzidas no intuito de analisar o real efeito dos refinadores de grãos à base de ligas Al-Ti-B em ligas Al-Si. Kori, Murty e Chakraborty (2000) testaram diversas combinações de ligas refinadoras Al-B, Al-Ti e Al-Ti-B em ligas Al-7wt%Si, concluindo que os melhores resultados, tanto em termos de tamanho final de grãos quanto em melhora de propriedades mecânicas, estão associadas ao uso de ligas inoculadoras Al-

Ti-B com baixos teores de Ti e B. Lee *et al.* (1999) reporta a evolução do tamanho de grãos em ligas Al-Si refinadas com inoculantes do tipo Al-Ti-B para diversos teores de Si e Ti, concluindo que, independentemente do teor de Si, a adição de pequenos teores de Ti gera gradativa redução no tamanho de grãos das ligas; contudo, tal efeito tende a minimizar-se para concentrações maiores que 0,15wt%Ti. Sritharan e Li (1996) estudaram o refino de grãos do alumínio comercialmente puro através da adição de diferentes teores de Ti e B, supondo que o tamanho final dos grãos depende da quantidade de titânio e da relação B/Ti da liga inoculadora; seus melhores resultados apontam para ligas refinadoras com teores da ordem de 0,15wt%Ti e relações B/Ti de 1/2.

Estudos como o de Fasoyinu, Sahoo e Davies (2000) e Yan e Luo (2007), nos quais se comparou a ação de diversos tipos de refinadores de grãos, comprovam a eficácia das tradicionais ligas Al-Ti-B. Fasoyinu, Sahoo e Davies (2000) compararam os resultados, em termos de tamanhos de grãos e propriedades mecânicas, de ligas 356.0 inoculadas com refinadores do tipo Al-2,0wt%Sc, Al-2,6wt%Zr e Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B, e concluíram que, apesar de apresentarem resultados semelhantes aos conseguidos com as ligas Al-Ti-B, não há benefício no emprego do escândio e do zircônio para refinamento de grãos em ligas de alumínio devido ao seu alto custo e à grande quantidade de que se necessita empenhar para atingir tamanhos de grãos e propriedades mecânicas equivalentes. Já Yan e Luo (2007) compararam o efeito de diversos tipos de refinadores, dentre eles o Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B, sobre o comportamento reológico de ligas de Al no estado semi-sólido contendo desde alumínio comercialmente puro até 8,0wt%Si; seus resultados demonstram que o refinamento de grãos causa uma diminuição na viscosidade aparente das ligas Al-Si, sendo que ligas inoculantes Al-Ti-B apresentam de fato o melhor resultado.

Diversos outros trabalhos apontam o ultra-refino de grãos com ligas inoculantes do tipo Al-Ti-B e pequenos teores de Ti e B como sendo uma técnica extremamente eficiente na obtenção de SSM, seja como parte de um processo de obtenção mais complexo, como o NRC (EASTON, KAUFMANN e FRAGNER, 2006) ou o processo *Swirled Enthalpy Equilibration Device* (SEED) (NAFISI *et al.*, 2006), seja usado como agente principal para obtenção de matéria-prima para tixotomização (ZOQUI, LOURENÇATO e BENATI, 2008).

2.4. Características de escoamento do SSM

Máscara para olhos, manteiga, catchup, mel e certos tipos de tintas são todos materiais tixotrópicos – sua viscosidade é dependente da taxa de cisalhamento e do tempo. Spencer, Mehrabian e Flemings (1972) descobriram que ligas metálicas no estado semi-sólido, cuja microestrutura compõe-se por partículas sólidas globulares envoltas por líquido, apresentam comportamento semelhante a tal classe de materiais. Esta microestrutura é imprescindível para o comportamento tixotrópico e para o processamento semi-sólido. Quando uma microestrutura semi-sólida é mantida em repouso, as partículas sólidas aglomeram-se, e a viscosidade aumenta; se o material é cisalhado, a aglomeração é quebrada e a viscosidade diminui (ATKINSON, 2005).

Em um fluido newtoniano, água, por exemplo, a tensão de cisalhamento, τ , é proporcional à taxa de cisalhamento, $\dot{\gamma}$, e a constante de proporcionalidade é a viscosidade, μ . Fluidos tixotrópicos são não-newtonianos, isto é, a tensão de cisalhamento não é proporcional à taxa de cisalhamento. A viscosidade é então renomeada para viscosidade aparente, e passa a ser dependente da taxa de cisalhamento, pressão, temperatura e tempo, aponta Atkinson (2005). Assim, para uma dada tensão, a pasta apresenta uma definida viscosidade aparente; se a carga for repentinamente modificada, a resposta não é imediata, isto é, o novo valor de viscosidade aparente somente é atingido após um certo tempo. Por exemplo, a redução da carga leva à redução da viscosidade aparente através de uma histerese; a área dessa histerese define o grau de tixotropia do material. Em geral ao se deformar as pastas reofundidas estas apresentam uma alta viscosidade aparente tendendo a diminuir à medida que a tensão é aplicada. Ao se alterar, durante esta deformação, a taxa de cisalhamento aplicada à pasta, esta apresentará novamente uma alta viscosidade para, em seguida, atingir um novo valor médio (HAN, 1976).

Alguns fluidos com comportamento não-linear apresentam também viscoelasticidade, ou seja, eles armazenam alguma porção de energia mecânica sob a forma de energia elástica. Materiais tixotrópicos não armazenam energia elasticamente, e não apresentam recuperação elástica quando a tensão é suspensa (ATKINSON, 2005). De modo geral, a viscosidade pode aumentar, no caso de fluidos reopéxicos, ou diminuir, no caso de fluidos tixotrópicos, em função do aumento ou diminuição da tensão, da taxa de cisalhamento e do tempo de aplicação da carga.

Os sistemas semi-sólidos metálicos têm muito em comum com suspensões floculares. Se, para uma determinada taxa de cisalhamento, tais sistemas são compostos por uma série de grandes flocos, quando ocorre um aumento na taxa de cisalhamento, há uma quebra destes em tamanhos proporcionais à nova taxa; quando o cisalhamento é reduzido, ocorrem colisões e aglomeração de partículas individuais até que haja um equilíbrio apropriado à nova taxa de cisalhamento aplicada. As partículas sólidas globulares em um material semi-sólido aglomeram-se ou porque o cisalhamento as coloca em contato ou, quando em repouso, pelo efeito da sinterização e, se preferencialmente orientadas, formam um contorno. Por “orientação preferencial” subentende-se o fato de que, se as partículas estiverem orientadas de modo que um contorno de baixa energia seja formado, será mais favorável energeticamente para a aglomeração ocorrer do que se um contorno de alta energia for formado. Se uma rede tridimensional se construir por todo o material, o semi-sólido suportará seu próprio peso e poderá ser manuseado com um sólido. Tão logo a taxa de cisalhamento aumente, esta interconexão entre partículas é quebrada, e o tamanho médio da aglomeração diminui. Uma vez que as interconexões são formadas, as partículas aglomeradas são sinterizadas, de modo que o tamanho do pescoço, ou contato entre elas, cresce com o tempo (ATKINSON, 2005).

Ainda segundo Atkinson (2005), a viscosidade em regime permanente depende do balanço entre a taxa de construção e a taxa de colapso da estrutura de aglomerados, da morfologia das partículas e da quantidade de líquido no semi-sólido. Em relação à morfologia das partículas, quanto mais próximas à forma de uma esfera, menor a viscosidade em regime permanente. Além disso, quanto à quantidade de líquido, se este estiver retido dentro das partículas, não há contribuição para a queda da viscosidade; assim, ainda que a fração líquida (f_l) possa assumir um certo valor, regido pela temperatura, na prática, a fração líquida efetiva pode ser menor já que alguma parte do líquido pode ficar retida dentro das partículas semi-esferoidais. Por fim, muitos sistemas tixotrópicos apresentam reversibilidade, ou seja, os materiais possuem uma viscosidade característica em regime permanente para determinadas taxas de cisalhamento em determinadas frações sólidas, sem levar em consideração o histórico de tensões do sistema. Contudo, em sistemas de ligas metálicas semi-sólidas, a evolução da forma e tamanho das partículas em função do tempo e agitação impostos é irreversível; a viscosidade encontrada é, então, dependente do histórico de temperaturas e de tensões do sistema.

O clássico trabalho de Spencer, Mehrabian e Flemings (1972), cujo pioneirismo possibilitou a evolução desta tecnologia até os dias atuais, exemplifica adequadamente as proposições supracitadas. A Figura 2.6 ilustra o comportamento viscoso de uma pasta reofundida da liga Pb–15,0wt%Sn em função da fração sólida (fs) para diferentes taxas de cisalhamento, demonstrando que, para a mesma fração sólida, o aumento da taxa de cisalhamento causa uma diminuição da viscosidade, enquanto que, para taxas de cisalhamento equivalentes, a maior quantidade de fase sólida no material semi-sólido igualmente impacta em maiores viscosidades.

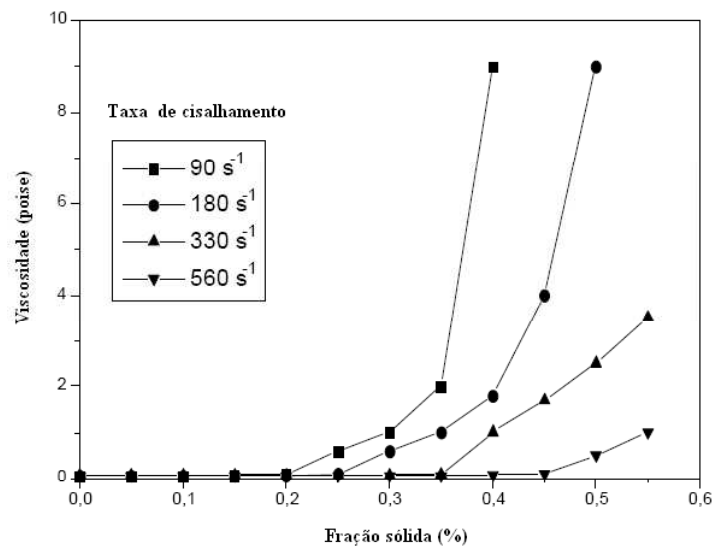


Figura 2.6. Variação da viscosidade de uma liga Pb–15,0wt%Sn em função da fração sólida, para diferentes taxas de cisalhamento (Adaptado de SPENCER, MEHRABIAN e FLEMINGS, 1972).

Testes de compressão a quente podem ser utilizados para determinação da viscosidade aparente do material tixofundido, correlacionado a curva deformação *versus* tensão com a viscosidade aparente de materiais no estado semi-sólido. O fluxo de materiais semi-sólidos pode ser determinado em termos de sua resposta à deformação, evolução microestrutural e através de modelos matemáticos para todas as faixas de fração sólida e em diversas taxas de deformação (KAPRANOS *et al.*, 2001). Laxmanan e Flemings (1980) publicaram o primeiro trabalho completo a respeito da utilização dos testes de compressão a quente para a caracterização do escoamento de material semi-sólido. Todas as análises das características de escoamento do material semi-sólido obtido nesta dissertação, do mesmo modo que a maioria dos estudos neste campo, têm como base este trabalho de Laxmanan e Flemings, de modo que, na seqüência, serão apresentadas todas as equações utilizadas para tal. Para todos os casos, considera-se como ponto

de partida uma amostra cilíndrica de altura inicial H_0 e diâmetro inicial d_0 . A deformação de engenharia, e , em um dado tempo t em compressão, com altura instantânea H , é dada por:

$$e = 1 - \frac{H}{H_0} \quad (\text{Equação 2.2})$$

Sendo o volume V constante durante todo o ensaio de compressão, e considerando que a amostra seja comprimida entre duas placas cuja área superficial é maior que a maior área ocupada pelo material deformado, a tensão σ em um determinado tempo t de ensaio será dada por:

$$\sigma = \frac{FH_0}{V}(1 - e) = \frac{FH}{V} \quad (\text{Equação 2.3})$$

Onde F é a força aplicada em um determinado tempo t . Para o caso de um fluido viscoso do tipo newtoniano, a relação entre viscosidade μ e a força aplicada para a deformação, utilizando-se também o ensaio de compressão em duas placas paralelas, é dada por:

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

Desta maneira, é possível obter-se a viscosidade μ ao se montar um gráfico de $(1/H^4 - 1/H_0^4)$ em função de t . Mas, como será visto adiante, a carga utilizada neste trabalho não permaneceu constante, sendo então necessário isolar a viscosidade μ em função do tempo. Neste caso, tem-se:

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

Além dos cálculos para a obtenção da viscosidade, Laxmanan propôs uma maneira simplificada para se obter a taxa de cisalhamento média, γ'_{AV} , dada por:

$$\gamma'_{AV} = - \left(\sqrt{\frac{V}{\pi}} \right) \left(\frac{\delta H / \delta t}{2H^{2.5}} \right) \quad (\text{Equação 2.6})$$

Assim, nota-se que é possível determinar a viscosidade em função do tempo, bem como a taxa média de cisalhamento. A caracterização de ambos visa estabelecer meios para analisar o comportamento não-newtoniano destas pasta, uma vez que, como já visto, o material tixofundido não se comporta como um material newtoniano, mas sim como um fluido tixotrópico. Laxmanan e Flemings (1980) aplicaram, então, o modelo de *Ostwald-de-Waele (Power Law)*, conforme a Equação 2.7, em pastas reofundidas submetidas a ensaio de compressão a quente em um viscosímetro de placas paralelas, e conseguiram correlacionar a curva tensão-deformação com a viscosidade aparente.

$$\mu = m \dot{\gamma}^{(n-1)} \quad (\text{Equação 2.7})$$

Onde m é conhecida como constante de consistência ou proporcionalidade e n é conhecido como *Power-Law Index*. Quanto menor o valor de n , maior é o comportamento pseudoplástico. Porém, vários são os fatores que influenciam estas medidas, tais como a taxa de cisalhamento imposta. Para altíssimas taxas de cisalhamento, não há tempo para que ocorram fenômenos de aglomeração de glóbulos primários, originando um baixo valor para a viscosidade; para baixas taxas de cisalhamento, a interação entre as partículas primárias é facilitada, originando altos valores de viscosidade (FLEMINGS, 1991).

Na realidade, os dados da curva tensão-deformação utilizados dependem do método escolhido para análise – Laxmanan e Flemings (1980), que trabalharam com tempos longos, partem somente da curva deformação de engenharia *versus* tempo. Em função destes dados, são determinados os parâmetros m e n do modelo de *Ostwald-de-Waele* e calculada a viscosidade aparente. Laxmanan e Flemings (1980) ainda utilizaram equações para materiais newtonianos e observaram pouca diferença em comparação com o modelo de *Ostwald-de-Waele*, de modo que, para se ter uma boa aproximação dos valores de viscosidade aparente e taxa de cisalhamento do material semi-sólido, a utilização do modelo newtoniano é satisfatória (PAES, 2004).

Segundo Zoqui (2001), para um metal que será processado no estado semi-sólido por tixoconformação, a determinação da viscosidade do material em função da taxa de cisalhamento talvez seja a caracterização mais importante deste. Observando-se a Figura 2.7, pode-se notar que a viscosidade apresenta um comportamento de queda com o aumento da taxa de cisalhamento

para a liga apresentada, porém este efeito não é similar para todas as amostras estudadas – quanto maior o caráter globular do material, menor a queda da viscosidade com o aumento da taxa de cisalhamento. As amostras que apresentaram o maior grau de globularização apresentam, a partir de taxa de $0,5\text{s}^{-1}$, viscosidade praticamente constante, conclui o autor.

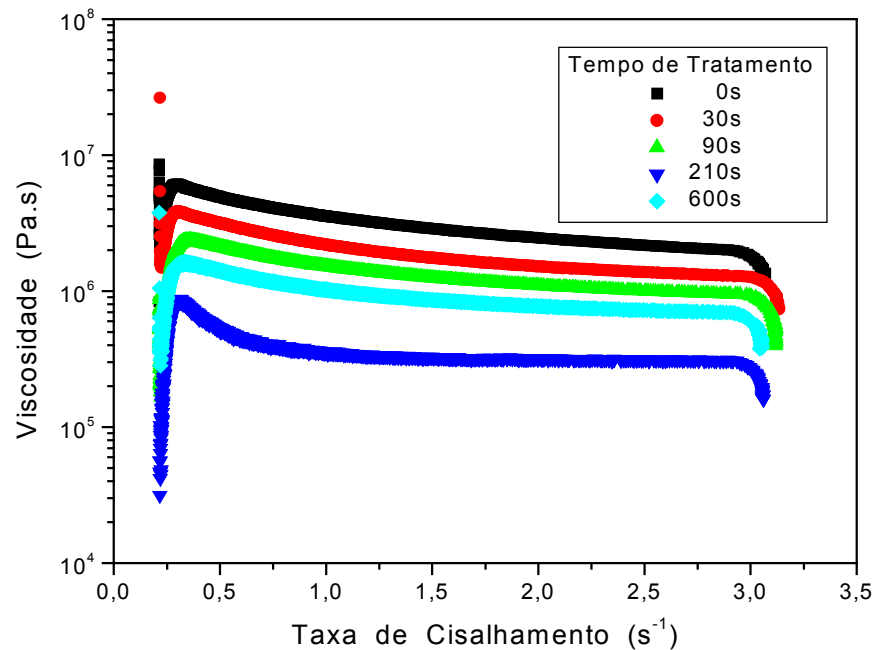


Figura 2.7. Variação da viscosidade da liga A356 reofundida sob agitação eletromagnética de 1200W em função da taxa de cisalhamento, para diferentes tempos de tratamento térmico de reaquecimento à 580°C , para fração sólida de 45% (Adaptado de ZOQUI, 2001).

Diversos trabalhos valeram-se também das mesmas técnicas desenvolvidas por Laxmanan e Flemings (1980) para a determinação da viscosidade das pastas tixofundidas, lançando mão ainda de diferentes métodos e abordagens, como o trabalho de Kang, Choi e Kim (1999), utilizando taxas de deformação crescentes, e o trabalho de Ferrante e Freitas (1999), que faz uma extensa comparação entre os teste de compressão a quente e os testes de indentação a quente em ligas Al–4,0wt%Cu.

2.5. Tixoconformação

Os processos de tixoconformação são todos aqueles que empregam matérias-primas tixofundidas. Esta nova categoria de processos já rivaliza com outros processos convencionais de fabricação, com destaque para as áreas militar, aeroespacial e, principalmente, setor automobilístico (ATKINSON, 2005).

Assim como qualquer outro processo de fabricação, a tixoconformação apresenta uma série de vantagens e desvantagens. De acordo com Atkinson (2005), as principais vantagens deste processo, em comparação com a fundição sob pressão, são:

- Eficiência energética – não é necessário manter o material no estado líquido por um período longo de tempo;
- Altas taxas de produtividade, iguais ou superiores às encontradas para fundição sob pressão;
- Preenchimento não turbulento do molde sem aprisionamento de ar e com baixa porosidade de contração confere ao produto melhor qualidade, inclusive para seções com paredes finas;
- Temperaturas de processo mais baixas reduzem o choque térmico nas matrizes, aumentando sua vida útil e permitindo que materiais não tradicionais para a confecção destas sejam empregados – permite também o processamento de ligas com alto ponto de fusão, como aços ferramenta, que são difíceis de serem conformados por outros meios;
- Microestruturas refinadas e uniformes aprimoram as propriedades mecânicas;
- Menores contrações de solidificação fornecem dimensões próximas ao *near net shape* e justificam a eliminação de etapas de usinagem – a capacidade de se obter o *near net shape* reduz os custos com usinagem e perdas de material;
- A qualidade superficial é apropriada para a eletrodeposição.

Como principais desvantagens, Atkinson (2005) aponta:

- O custo de matéria-prima pode ser alto, e o número de fornecedores ainda é bastante restrito;
- O *know-how* e a experiência no processo devem ser continuamente desenvolvidos para facilitar a aplicação deste em novos componentes;
- É necessário grande controle da temperatura – no estado semi-sólido, a fração sólida e a viscosidade são extremamente dependentes da temperatura. Ligas com faixas estreitas de solidificação necessitam de ainda mais rigor no controle;
- Segregação de líquido devido a um aquecimento não uniforme pode resultar em uma composição não uniforme do componente.

Diversos trabalhos têm sido feitos empregando matérias-primas reofundidas e tixofundidas para produção de componentes tixoconformados. Kapranos *et al.* (2000) demonstra que a tixoconformação das ligas de alumínio Al-7,0wt%Si-0,3wt%Mg e Al-6,0wt%Si-3,0wt%Cu-0,4Mg produzidas por MHD *Stirring* é claramente um processo capaz de produzir componentes *near net shape*, apoiando-se na qualidade estrutural e dimensional do produto obtido. Kapranos *et al.* (2003) aponta ainda a tixoconformação das ligas de alumínio hipereutéticas A390 também como um processo viável para a produção *near net shape* de componentes automotivos leves, levantando ainda como grandes vantagens uma produção mais sustentável ambientalmente, com a redução de peso dos componentes e economia de matéria-prima e energia. Sauermann *et al.* (2007) descreve a produção *near net shape* de componentes mecânicos via tixoconformação, neste caso empregando o processo *Pressure Induction Melting* (PIM), da liga alumínio-lítio A1420, reportando excelentes resultados tanto em termos estruturais e dimensionais quanto em relação a propriedades mecânicas.

O tixoforjamento descreve os processos nos quais os materiais empregados são aquecidos até o estado semi-sólido e então conformados entre duas matrizes de forjamento. A inserção direta do lingote na matriz de forjamento reduz a quantidade necessária de material devido à ausência de canais de alimentação; tais processos geralmente empregam frações líquidas entre 30% e 50% (ATKINSON, 2005). Kang, Youn e Seo (2005) relatam excelentes resultados obtidos para o tixoforjamento de ligas de alumínio A357, A319 e A390, e apontam para a substancial melhora das propriedades mecânicas após um tratamento térmico T6. Zoqui, Lourenço e Benati (2008) reportam também excelentes resultados obtidos para ligas Al-Si-Mg tixoforjadas, onde produtos com baixa porosidade e bom comportamento mecânico foram produzidos, destacando que a conformação via tixoforjamento mostra excelente preenchimento da matriz em cargas verdadeiramente baixas e ressaltando a aplicabilidade desta tecnologia também para produção em projetos pequenos e baratos.

2.6. Macro e microestruturas tixofundidas

A microestrutura de uma liga metálica no estado semi-sólido consiste em partículas sólidas esferoidais cercadas por líquido. Esta microestrutura é vital para o comportamento tixotrópico e a tixoconformabilidade do material. Em geral, a estrutura reofundida que apresenta o menor

tamanho de grão, o menor, mais homogêneo e mais esferoidal glóbulo da fase primária, apresenta a melhor conformabilidade no estado pastoso. O grau de esfericidade dos glóbulos da fase primária, seu diâmetro médio assim como sua homogeneidade depende da composição química da liga e dos parâmetros de processamento. Qualquer que seja o processo de obtenção da matéria prima reofundida, deve-se evitar ou suprimir o crescimento dendrítico. Em geral, a fase primária não é totalmente globular, apresentando-se na forma de rosetas ou quase-rosetas, na realidade a real morfologia é mais complexa do que parece em uma análise metalográfica em duas dimensões, com a possibilidade de interconexões entre glóbulos que aparentemente estão separados (ZOQUI, 2001).

A Figura 2.8, uma microscopia eletrônica de varredura capturada em um poro de uma liga Al-3,0wt%Si-0,5wt%Mg tixofundida via ultra-refino de grãos com o refinador Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B, ilustra tridimensionalmente o caráter globular das estruturas tixofundidas quando de seu reaquecimento à faixa semi-sólida, conforme supracitado.

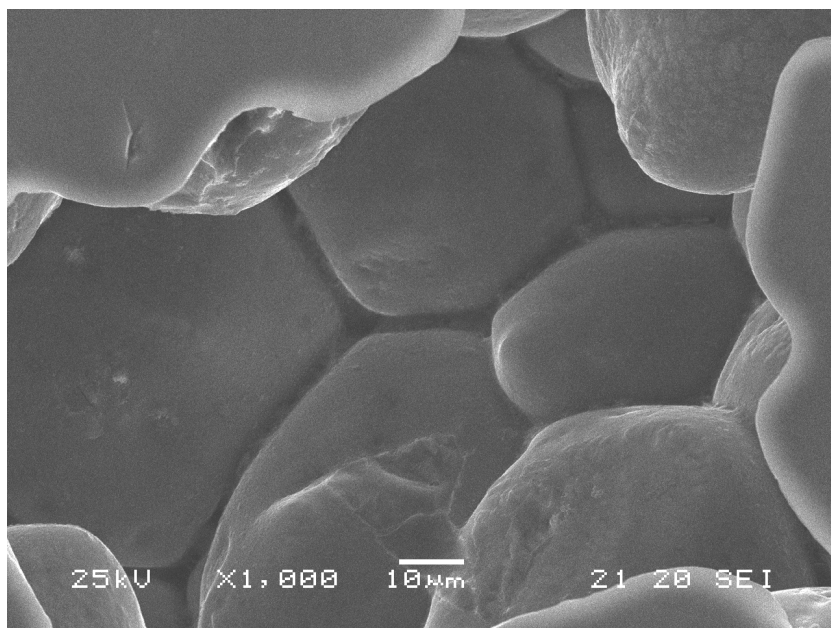


Figura 2.8: Estrutura globular de uma liga Al-3,0wt%Si-0,5wt%Mg tixofundida e reaquecida à fração sólida de 45%.

Vale observar que, neste trabalho, convencionou-se denominar como grão a unidade presente na metalografia colorida, aqui denominada de macrografia; como glóbulo primário subentende-se a partícula primária existente na micrografia, de acordo com o histórico de pesquisas e publicações do Grupo de Tixoconformação da FEM/UNICAMP.

O tamanho de grão na macroestrutura às vezes é fácil de se reconhecer, contrariamente a microestrutura, especialmente nas situações com maior tamanho de grão. Deve-se salientar que o tamanho de glóbulo é na realidade o tamanho médio da fase primária observada na microestrutura, que para a estrutura fundida corresponde ao espaçamento dendrítico secundário médio e para as estruturas reofundidas corresponde ao tamanho médio das partículas de fase primária isoladas. Partículas conectadas são contadas como sendo uma entidade; é importante notar que devido as interconexões existentes na microestrutura, este “tamanho de glóbulo” corresponde apenas em parte ao real tamanho de glóbulo, que na realidade, seria o tamanho de todo o aglomerado, ou seja, o grão (ZOQUI, 2001). A Figura 2.9 exemplifica o que, neste trabalho, chama-se de grão e glóbulo, respectivamente.

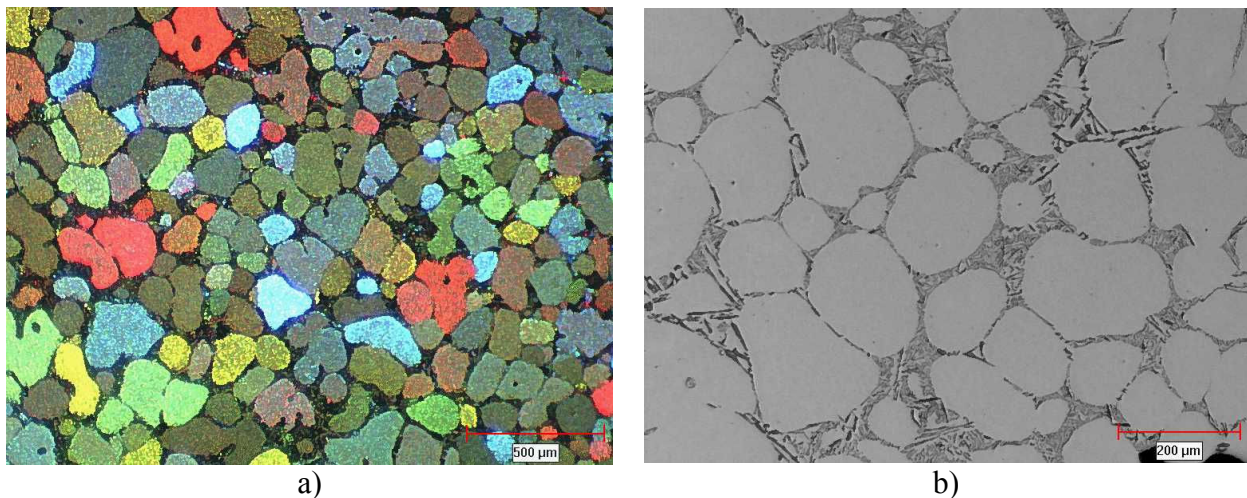


Figura 2.9: Estrutura de uma liga A356 tixofundida sob agitação eletromagnética de 1200W, reaquecida à 580°C e mantida nesta condição durante 600s: a) macrografia mostrando os grãos da amostra; b) micrografia mostrando os glóbulos de fase primária (Adaptado de ZOQUI, 2001).

Ainda segundo Zoqui (2001), ao se confrontar o tamanho de grãos (metalografia colorida ou macrografia) com o tamanho de glóbulos (micrografia) em uma liga reofundida, pode-se estabelecer uma correlação direta entre o grão, glóbulo e fator de forma da fase primária; o pesquisador investigou também o comportamento reológico de ligas Al-Si produzidas por agitação eletromagnética e observou a influência da interconexão dos glóbulos na viscosidade aparente deste material.

Com as informações dos tamanhos de grãos e partículas primárias disponíveis, Zoqui (2001) desenvolveu uma ferramenta, o RQI, que correlaciona parâmetros morfológicos e

parâmetros macro e microestruturais, permitindo assim analisar a eficiência do método de obtenção da matéria-prima, segundo a Equação 2.8:

$$RQI = \left(\frac{GLS}{GS} \right) SF \quad (\text{Equação 2.8})$$

Onde:

GLS = tamanho da partícula primária

GS = tamanho de grão

SF = fator de forma

Dividindo-se o tamanho da partícula primária pelo tamanho do grão chega-se a uma razão entre a macro e a microestrutura do material, para a qual se espera que o valor encontrado seja o mais próximo possível de “1”, pois nestas condições o tamanho de grão seria igual ao tamanho de glóbulo, fato que implicaria em uma estrutura menos complexa e mais globular.

O fator de forma empregado na Equação 2.8 foi o parâmetro circularidade, inverso do parâmetro *roundness*, ou *surface factor*, e é dado pela seguinte expressão:

$$SF = \frac{4\pi A_{\alpha}}{P_{\alpha}^2} \quad (\text{Equação 2.9})$$

Onde:

A_{α} = área da entidade avaliada

P_{α} = perímetro da entidade avaliada

Gullo, Steinhoff e Uggowitzer (2000) utilizaram a contigüidade da fase sólida, C_s , e a contigüidade por volume, C_{sfs} , para determinar o grau de coesão entre as partículas da fase primária. A contigüidade é a medida da quantidade relativa de contatos entre partículas sólidas em uma estrutura semi-sólida, e é definida como a fração média de superfície compartilhada por um glóbulo com todos os glóbulos vizinhos de mesma fase. A contigüidade por volume trata deste valor multiplicado pela quantidade relativa de fase sólida. De modo geral, C_s e C_{sfs} podem ser calculadas pelas equações a seguir:

$$C_s = \frac{2C_{\alpha\alpha}}{2C_{\alpha\alpha} + C_{\alpha L}} \quad (\text{Equação 2.10})$$

Onde:

$C_{\alpha\alpha}$ = quantidade de contatos sólido-sólido em uma estrutura semi-sólida

$C_{\alpha L}$ = quantidade de contatos sólido-líquido de uma estrutura semi-sólida

$$C_{sfs} = (C_s).(f_s) \quad (\text{Equação 2.11})$$

Onde:

C_s = contigüidade da fase sólida

f_s = fração sólida

Outro ponto importante no processamento de materiais no estado semi-sólido é a morfologia e a porcentagem da fase líquida, pois elas definem as características de escoamento do material – o material que apresentar a estrutura mais globular, terá o escoamento facilitado durante o tixoprocessamento (PAES, 2004).

2.7. Caracterização térmica via DSC

Os ensaios de DSC medem a diferença de energia necessária à substância em estudo e a um material de referência, inerte de modo térmico, enquanto ambos são submetidos a uma variação controlada de temperatura, de maneira que a amostra e referência sejam mantidas em condições isotérmicas, uma em relação à outra, independente do evento térmico que esteja ocorrendo na amostra. Podem ser definidos como uma técnica que mede as temperaturas e o fluxo de calor associado com as transições dos materiais em função da temperatura e do tempo. Tais medidas fornecem informações qualitativas e quantitativas sobre mudanças físicas e químicas que envolvem processos endotérmicos (absorção de calor), exotérmicos (evolução de calor) ou mudanças na capacidade calorífica. O DSC pode proporcionar informações sobre caracterização e medidas específicas tais como: transição vítrea, temperatura e tempo de cristalização, ponto de fusão, calor específico, oxidação, pureza, estabilidade química, ponto de ebulição, grau de velocidade de cura, cinética de reação, entre outros (MOTHÉ E AZEVEDO, 2002).

Ainda conforme Mothé e Azevedo (2002), para estudos qualitativos, uma simples mudança nas condições, por exemplo, razão de aquecimento e/ou resfriamento, atmosfera do forno, as posições (referentes ao eixo das temperaturas), a forma e os números de picos serão também afetados. Mudanças de atmosfera inerte (N_2) para atmosfera não inerte (ar) podem criar picos exotérmicos adicionais. Para estudos quantitativos, a área sob o pico é de grande importância, logo o efeito dos parâmetros experimentais sobre esta área deve ser conhecido. Quantidades pequenas de amostra fornecem boa resolução com picos mais estreitos (melhor definição) e permitem altas taxas de aquecimento. Em grandes quantidades de amostra há ocorrência de transições pequenas, amostras heterogêneas, picos largos com baixa resolução e exatidão de medida de temperatura, exige baixas taxas de aquecimento e a sensibilidade é maior.

Uma curva de DSC normalmente se apresenta como sendo uma função do diferencial da entalpia por tempo no eixo das ordenadas *versus* a temperatura (T) no eixo das abscissas, onde as mudanças de inclinação, saltos e picos denotam os eventos térmicos ocorridos, como transformações de fases, reações químicas, entre outros; a Figura 2.10 mostra um pico típico de fusão. Além disso, a área sob um pico de transformação representa a variação de entalpia da transformação, o calor específico é calculado a partir da linha de base da curva e o intervalo de transformação é dado pela diferença entre T_f e T_0 (LECOMTE-BECKERS *et al.*, 2004).

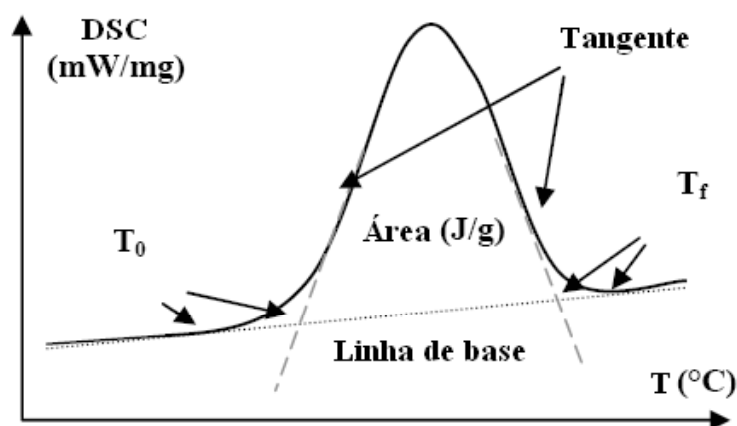


Figura 2.10: Curva ilustrativa de um pico de fusão em um ensaio de DSC (Adaptado de LECOMTE-BECKERS *et al.*, 2004).

É comum também, no caso do estudo e caracterização de SSM, tais gráficos se apresentarem com a fração líquida no eixo das ordenadas e a temperatura (T) no eixo das

abscissas; admitindo-se que fl é proporcional à energia absorvida durante a transformação ocorrida, a avaliação da distribuição da fase líquida pode ser realizada através da aplicação de uma integração parcial da curva de DSC no trecho correspondente ao pico de transformação, conforme ilustra a Figura 2.11 (LECOMTE-BECKERS *et al.*, 2004).

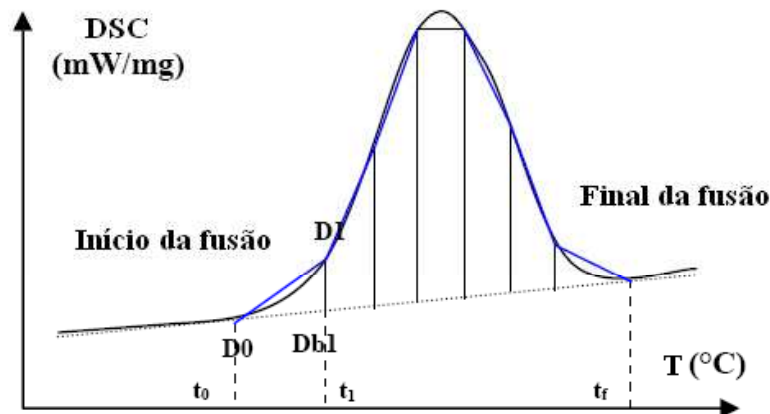


Figura 2.11: Área sob a curva de um pico esquemático para um ensaio de DSC representando o cálculo da fração líquida (Adaptado de LECOMTE-BECKERS *et al.*, 2004).

As técnicas de DSC são amplamente empregadas para caracterização da temperatura de transição vítrea de diversos materiais, além de fornecer informações sobre a compatibilidade da mistura entre dois ou mais polímeros (MOTHÉ e AZEVEDO, 2002). Contudo, seu uso na caracterização de materiais metálicos, incluindo-se aí materiais semi-sólidos, torna-se cada vez mais recorrente, e tange principalmente a tentativa de se estimar temperaturas de transformação das ligas, como em Saari *et al.* (2003), que investigou as temperaturas *liquidus* e *solidus* em aços PWA 1484 e ligas de titânio- γ empregando técnicas de DSC, e Han, Kang e Sung (2007), que realizaram estudo semelhante em ligas de magnésio AM50A, além de Lecomte-Beckers *et al.* (2004), que estudaram a caracterização de propriedades termofísicas de diversos aços SSM para tixotrofia através de ensaios de DSC.

Em relação à caracterização de materiais semi-sólidos, especificamente, a aplicação de técnicas de DSC visa, na maioria dos casos, a maior acuracidade possível na determinação das temperaturas *liquidus* e *solidus* de ligas tixotróficas. Grande parte dos trabalhos encontrados na literatura versa sobre a caracterização de ligas de alumínio, a exemplo de Allen, O'Reilly e Cantor (2001), Maciel Camacho *et al.* (2003), Wang e Jie (2004), Chayong, Atkinson e Kapranos (2005), Ferrante e Kliuga (2005) e Liu, Atkinson e Jones (2005). Maciel Camacho *et*

al. (2003), Chayong, Atkinson e Kapranos (2005), Ferrante e Kliauga (2005) e Liu, Atkinson e Jones (2005), aliás, fazem extenso uso desta técnica empregando-a como análise auxiliar para determinação da temperatura *liquidus* de ligas preparadas para tixotrofia, quase sempre partindo da construção de curvas da fração líquida *versus* temperatura, conforme supracitado. Comparativamente com métodos computacionais e modelos clássicos como o de Scheil, têm conseguido excelentes resultados experimentais, seja para ligas Al–Zn–Mg–Cu trabalhadas da série 7000 (MACIEL CAMACHO *et al.*, 2003; CHAYONG, ATKINSON e KAPRANOS, 2005), seja para ligas da família A356 (FERRANTE e KLIAUGA, 2005), ou ainda para ligas Al–Si–Cu e Al–Si–Cu–Mg de fundição (LIU, ATKINSON e JONES, 2005), semelhantes às ligas Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg estudadas nesta dissertação.

Capítulo 03

Materiais e Métodos

Este trabalho busca investigar a obtenção e caracterização de novas ligas Al–Si–Cu–Mg para tixoconformação através de um roteiro previamente adotado pelo Grupo de Tixoconformação da FEM/UNICAMP. A proposta engloba a produção de novas ligas tixofundidas e subsequente caracterização destas quanto à sua tixoconformabilidade.

O trabalho foi basicamente dividido em quatro etapas, como se pode notar pelo fluxograma da Figura 3.1, sendo a primeira delas a fundição das novas ligas a partir de ligas base comercialmente conhecidas. Foram feitas, então, caracterizações das temperaturas *liquidus* e temperaturas relativas às frações sólidas de 45% e 60% via DSC, levantamento das curvas de aquecimento simples temperatura *versus* tempo e Thermo-Calc *Software*, caracterizações macro e microestruturais das ligas fundidas, tratamentos térmicos objetivando acompanhar a evolução morfológica destas ligas, seguidos de novas caracterizações macro e microestruturais, e determinação da viscosidade aparente através de testes de compressão a quente. De modo sucinto, este trabalho pode ser resumido nos seguintes tópicos:

- Preparação das ligas em forno poço e produção de lingotes de dimensões aproximadas de 30mm de diâmetro por 220mm de comprimento utilizando-se a técnica de ultra-refino de grãos;
- Análises de DSC, levantamento das curvas de aquecimento e simulações através do Thermo-Calc[®] *Software* para determinação da temperatura *liquidus* e temperaturas de trabalho empregadas nos tratamentos térmicos de globularização nas condições de 45%

e 60% de fração sólida, com a finalidade de se estabelecer as condições de processamento das pastas tixofundidas;

- Caracterização macro e microestrutural. Medição do tamanho de grão, glóbulo primário (tamanho médio da fase primária), fator de forma e RQI;
- Corte de amostras cilíndricas com 20mm de diâmetro por 15mm de altura para realização de tratamento térmico à alta temperatura para se estudar a evolução da macro e microestrutura à fração sólida de 45% e 60% para gerar a total ou parcial globularização em tempos de espera de 0s, 30s, 90s, e 210s;
- Corte de amostras cilíndricas com 20mm de diâmetro por 15mm de altura utilizadas para a caracterização das pastas em ensaio de compressão a quente. A caracterização da viscosidade foi realizada com 45% e 60% de fração sólida e com as mesmas condições empregadas nos tratamentos térmicos, ou seja, quatro tempos de espera para a globularização, 0s, 30s, 90s, e 210s.

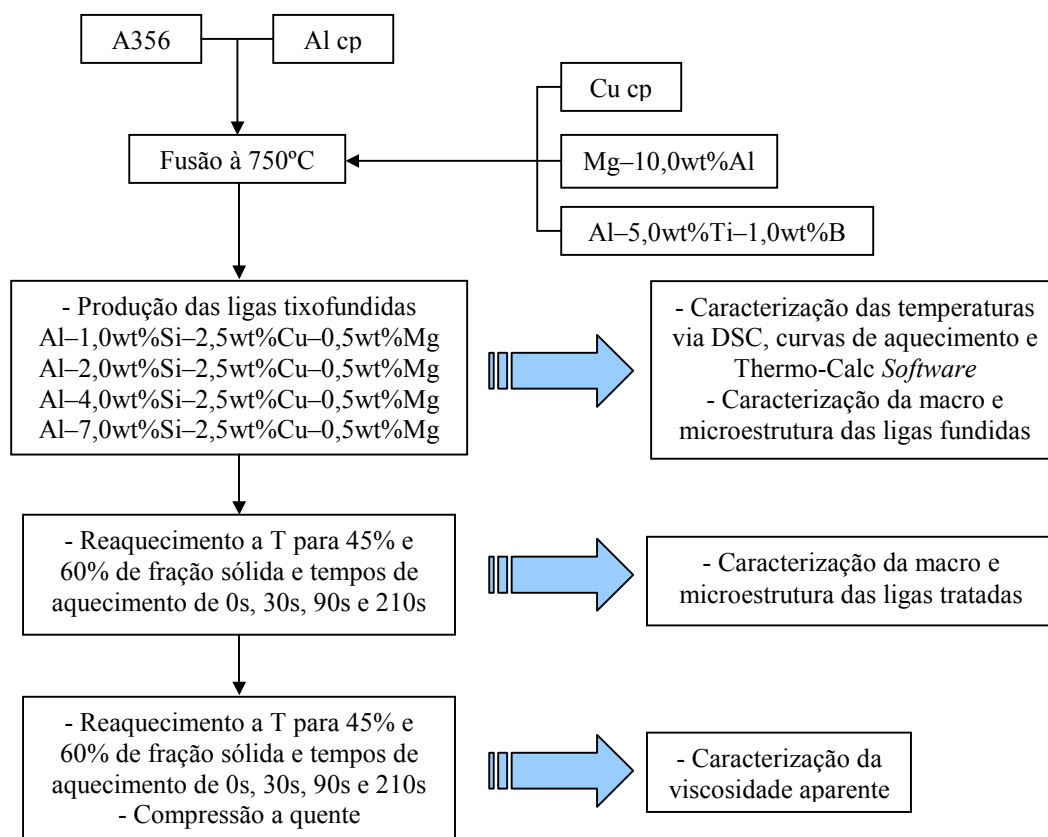


Figura 3.1: Fluxograma para preparação e caracterização das ligas tixofundidas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

3.1. Produção de novas ligas tixoconformáveis

As ligas de alumínio (Al–Xwt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg) produzidas e estudadas neste trabalho foram preparadas em forno poço resistivo utilizando-se uma mistura de ligas base, a saber, A356 (fornecido por Metalur S/A), Al cp (fornecido por CBA), Cu cp (fornecido por Termomecânica S/A), Mg–10,0wt%Al (fornecido por Metalur S/A) e refinador de grão Al–5,0wt%Ti–1,0wt%B (fornecido por Foseco). Segundo os fabricantes, as composições químicas de cada liga, conforme recebimento dos certificados de composição química, encontram-se na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química das ligas base conforme especificação dos fabricantes.

Liga Base	Composição Química (wt%)						
	Si	Mg	Cu	Fe	B	Mn	Ti
A356	7,210	0,450	0,090	0,500	–	0,170	0,050
Al cp	0,070	0,001	0,001	0,110	–	0,001	–
Cu cp	–	–	99,970	–	–	–	–
Mg–10,0wt%Al	0,290	90,400	0,090	0,020	–	0,090	0,050
Al–5,0wt%Ti–1,0wt%B	0,060	–	–	0,300	0,990	–	4,880

As ligas A356 e Al cp foram aquecidas até 750°C para a completa fusão, quando foi adicionado o Cu cp e mantido por cerca de 10 minutos, sendo periodicamente agitado para sua dissolução e homogeneização na mistura de ligas fundidas; antes do vazamento, o banho recebeu cargas suficientes de refinador para se ter o ultra-refino de grão e da liga Mg–10,0wt%Al. Foi adicionado cerca de 10% mais que o previsto para a liga Mg–10,0wt%Al devido à alta reatividade do magnésio com o ar e 3% mais que o previsto para o Cu cp devido à dificuldade de dissolução do cobre no banho fundido; o tempo de contato do refinador com a liga foi de aproximadamente um minuto.

As ligas foram vazadas em lingoteiras cilíndricas de aço carbono AISI 1045 com leve conicidade especialmente preparadas para simular o lingotamento contínuo, conforme ilustrado na Figura 3.2. Foi aplicada uma camada de alumina em solução aquosa nas paredes internas das lingoteiras antes de cada vazamento para permitir que os lingotes solidificados fossem facilmente desmoldados. Desta forma foram produzidos lingotes com 30mm de diâmetro por 230mm de comprimento. Os cálculos das frações relativas a cada liga base obedeceu às composições determinadas para as ligas empregadas neste trabalho, Al–1,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg; Al–

2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg; Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg; Al–7,0wt%Si–
2,5wt%Cu–0,5wt%Mg.

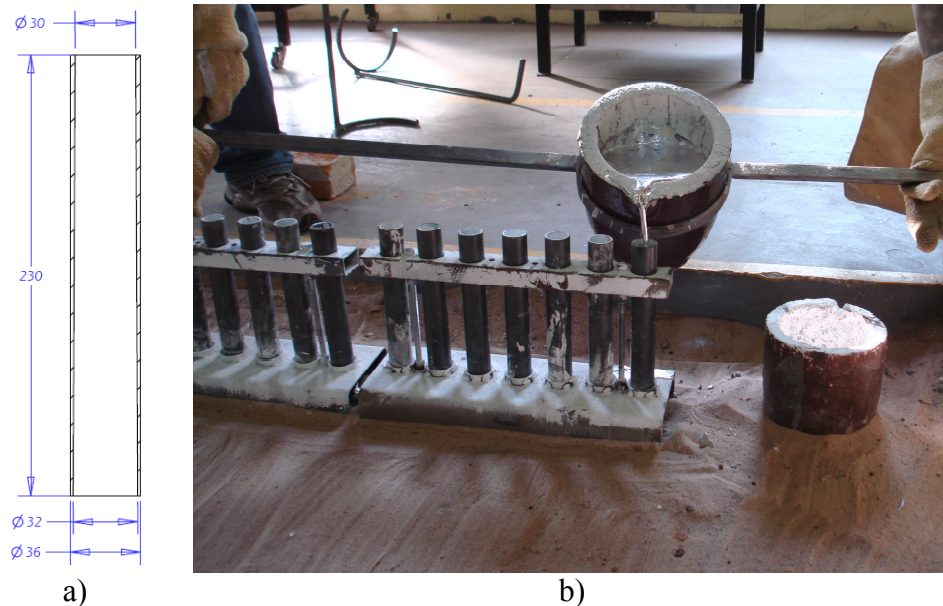


Figura 3.2: Lingoteiras de aço usadas para o vazamento das ligas propostas: a) esquema mostrando as dimensões das lingoteiras; b) arranjo para simular o lingotamento contínuo.

Para o preparo de cerca de 6500g de cada liga tixofundida, gerando aproximadamente 16 lingotes, chegou-se, conforme Tabela 3.2, à seguinte distribuição de massa para as ligas base, já com devidas correções nas quantidades de Mg–10,0wt%Al e Cu cp:

Tabela 3.2: Balanço de massa das ligas base para o preparo das ligas tixofundidas.

Liga	Liga Base (g)				
	A356	Al cp	Cu cp	Mg–10,0wt%Al	Al–5,0wt%Ti– 1,0wt%B
Al–1,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	847,9	5202,5	166,6	34,7	257,5
Al–2,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	1758,6	4305,4	165,7	29,7	248,3
Al–4,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	3578,6	2513,9	164,2	19,6	229,7
Al–7,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	6311,0	–	161,6	5,0	201,6

Amostras retiradas do meio da corrida – ou seja, do oitavo lingote – de cada uma das ligas tixofundidas produzidas de acordo com o roteiro acima descrito foram submetidas à análise de

fluorescência de raios-X nos laboratórios da Alcoa Alumínio S/A para a ratificação da composição química.

3.2. Análises de DSC, curvas de aquecimento e Thermo-Calc[®] Software

As análises térmicas via DSC visam, conforme já dito, informar não só as temperaturas *liquidus* das ligas bem como todas as temperaturas de transformações intermediárias existentes nestas. Tais análises foram feitas no Laboratório de Caracterização de Materiais do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) da FEM/UNICAMP em amostras com massa aproximada de 70mg com auxílio de um equipamento de análise térmica NETZSCH STA 409C, utilizando-se uma taxa de aquecimento de 5°C por minuto até 700°C e resfriamento até temperatura ambiente com taxa de resfriamento análoga. O equipamento empregado pode ser visualizado na Figura 3.3.

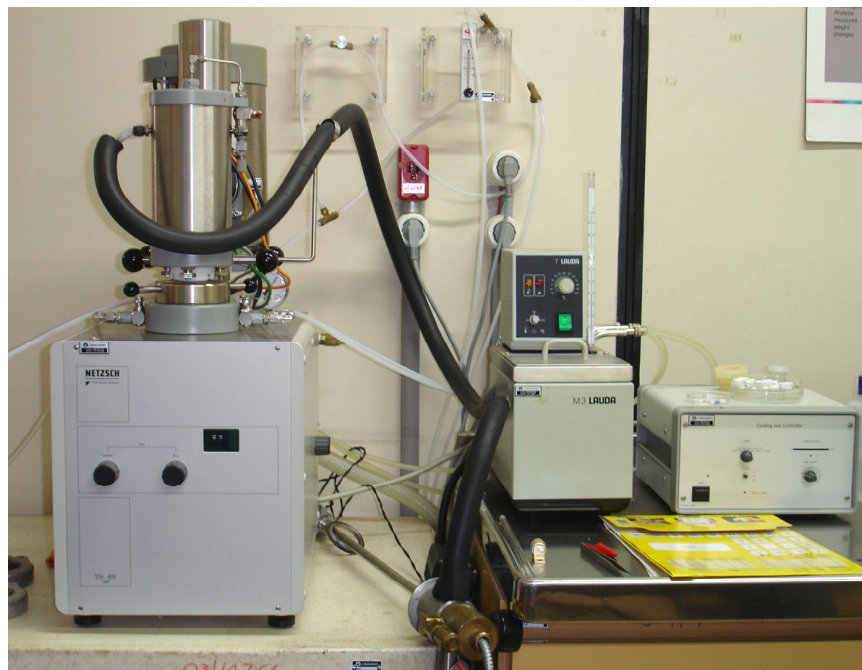


Figura 3.3: Equipamento de análise térmica NETZSCH STA 409C usado nas análises via DSC.

Conforme visto no item 2.8 do Capítulo 02, a partir dos ensaios de DSC é possível também construir uma curva da fração líquida *versus* temperatura para cada liga ensaiada, o que fornece diretamente as temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, além, é claro, da temperatura *liquidus* da liga ensaiada.

As curvas de aquecimento, por sua vez, foram obtidas a partir de amostras com dimensões de 15mm de altura por 20mm de diâmetro com auxílio de um termopar tipo K *Cromel Alumel* no mesmo forno empregado para os tratamentos térmicos; para sua construção, foi empregado o *software* Origin[®] 6.1. A partir das curvas de aquecimento foi possível definir diretamente a temperatura *liquidus* de cada liga; com a temperatura *liquidus* em mãos, pôde-se, então, calcular as temperaturas referentes às frações sólidas de 45% e 60% empregadas nos tratamentos térmicos de globularização e nos ensaios de viscosidade. Tais temperaturas foram encontradas aplicando-se a equação de Scheil:

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (\text{Equação 3.1})$$

Onde:

f_s = fração sólida;

T_F = temperatura de fusão;

T = temperatura de trabalho;

T_L = temperatura *liquidus*;

k = coeficiente de redistribuição de soluto.

O valor do coeficiente de redistribuição de soluto (k) foi adotado a partir do diagrama de fases binário Al–Si. Finalmente, de posse das temperaturas *liquidus* e do coeficiente k para cada caso, pôde-se encontrar o valor estimado das temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60% para cada liga.

Para as simulações com o *software* Thermo-Calc[®], foram utilizadas as composições ideais de cada uma das ligas estudadas, excluindo-se, portanto, quaisquer inclusões ou elementos residuais oriundos do processo de fundição, e foram obtidas, como saída do programa, as curvas de temperatura *versus* fração sólida para cada uma das ligas. Nestas simulações, o *software* empregou uma rotina de cálculos avaliando condições de solidificação dentro e fora do equilíbrio, tomando como base os modelos da Regra da Alavanca e Scheil, respectivamente. Analogamente aos ensaios de DSC, com as curvas de temperatura *versus* fração sólida em mãos,

determina-se facilmente as temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, além da temperatura *liquidus* da liga ensaiada.

3.3. Caracterização macro e microestrutural

As ligas foram caracterizadas macro e microestruturalmente imediatamente após os processos de fundição e tratamentos térmicos para tixofundição. A primeira etapa da caracterização da macro e microestrutura é a preparação metalográfica. As amostras selecionadas aleatoriamente foram cortadas e embutidas com resina poliéster de cura a frio, depois foram lixadas em lixa d'água nos grãos 220, 320, 400, 600, 1200 e 1500 e polidas em panos de polimento Buehler G-Cloth com alumina no grão 1,0 μ m para um polimento grosseiro e no grão 0,3 μ m para polimento de acabamento; todas estas etapas foram realizadas no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP.

Após o lixamento e polimento as amostras foram atacadas com HF (ácido fluorídrico) 1,0% durante aproximadamente 10s para revelar a microestrutura; para a captura das imagens foi utilizado um microscópio óptico Leica DM ILM do Departamento de Engenharia de Fabricação (DEF) da FEM/UNICAMP. Para as medições do tamanho das partículas primárias, empregou-se o Método dos Interceptos de Heyn, regido pela norma ASTM E112 (ASTM, 1996) – a contagem dos glóbulos primários foi realizada em cinco diferentes campos de cada micrografia, sendo que para cada amostra empregou-se quatro imagens de diferentes seções desta. Totalizou-se, portanto, vinte áreas de contagens de glóbulos primários para cada amostra. As contagens do fator de forma obedeceram exatamente o mesmo critério adotado para as medições de glóbulos primários, porém foram realizadas com o auxílio do *software* ImageJ 1.40g.

Para a caracterização macroestrutural, as mesmas amostras empregadas na caracterização microestrutural passaram por um ataque eletrolítico com o eletrólito HBF₄ (ácido fluorbórico) em solução 4,0% e tensão de 20V durante aproximadamente 90s sob agitação moderada e constante, empregando o aparato ilustrado na Figura 3.4. As amostras foram analisadas no microscópio óptico Leica DM ILM, porém desta vez empregando-se filtros polarizadores para a obtenção de imagens coloridas dos grãos das amostras; assim sendo, grãos com a mesma orientação cristalina apresentam coloração semelhante, o que torna muito mais fácil sua identificação e respectiva caracterização. A contagem de grãos foi realizada em cinco diferentes campos de cada

macrografia, sendo que para cada amostra empregou-se quatro imagens de diferentes seções desta. Totalizou-se, portanto, vinte contagens de grãos para cada amostra.



Figura 3.4: Esquema empregado para a realização do ataque eletrolítico com o eletrólito HBF_4 .

3.4. Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos visam efetuar a globularização parcial ou total das ligas estudadas, assim permitindo avaliar a evolução macro e microestrutural destas e possibilitando, então, correlacionar tais características com as propriedades reológicas desses materiais. Foram realizados no Laboratório de Tixoconformação da FEM/UNICAMP em um forno resistivo, como ilustrado na Figura 3.5, a partir de amostras com 15mm de altura por 20mm de diâmetro retiradas dos lingotes vazados de acordo com o procedimento detalhado no item 3.1 deste capítulo. Após o forno alcançar a temperatura requerida, as amostras foram inseridas juntamente com um termopar tipo K *Cromel Alumel* fixado em seu interior; foram reaquecidas até as temperaturas relativas à $f_s=45\%$ e 60% e mantidas por tempos de 0s, 30s, 90s e 210s de acordo com o ensaio em vigor.

Com o objetivo de otimizar o número de ensaios a ser realizado e permitir que estes sejam adequados para a obtenção dos dados experimentais solicitados, um planejamento experimental foi implementado para esta etapa do trabalho. Com o auxílio do *software* Minitab® 15 empregou-se um planejamento fatorial com três variáveis de influência, o teor de Si, com quatro níveis, a

fração sólida, com dois níveis, e o tempo de tratamento térmico, com quatro níveis, replicando o experimento uma vez. O *software* gerou uma tabela de ensaios aleatórios encontrada no Anexo A, totalizando trinta e dois ensaios de tratamentos térmicos das ligas. Após os tratamentos térmicos as amostras foram preparadas e caracterizadas de acordo com os procedimentos descritos no item 3.3 deste capítulo.

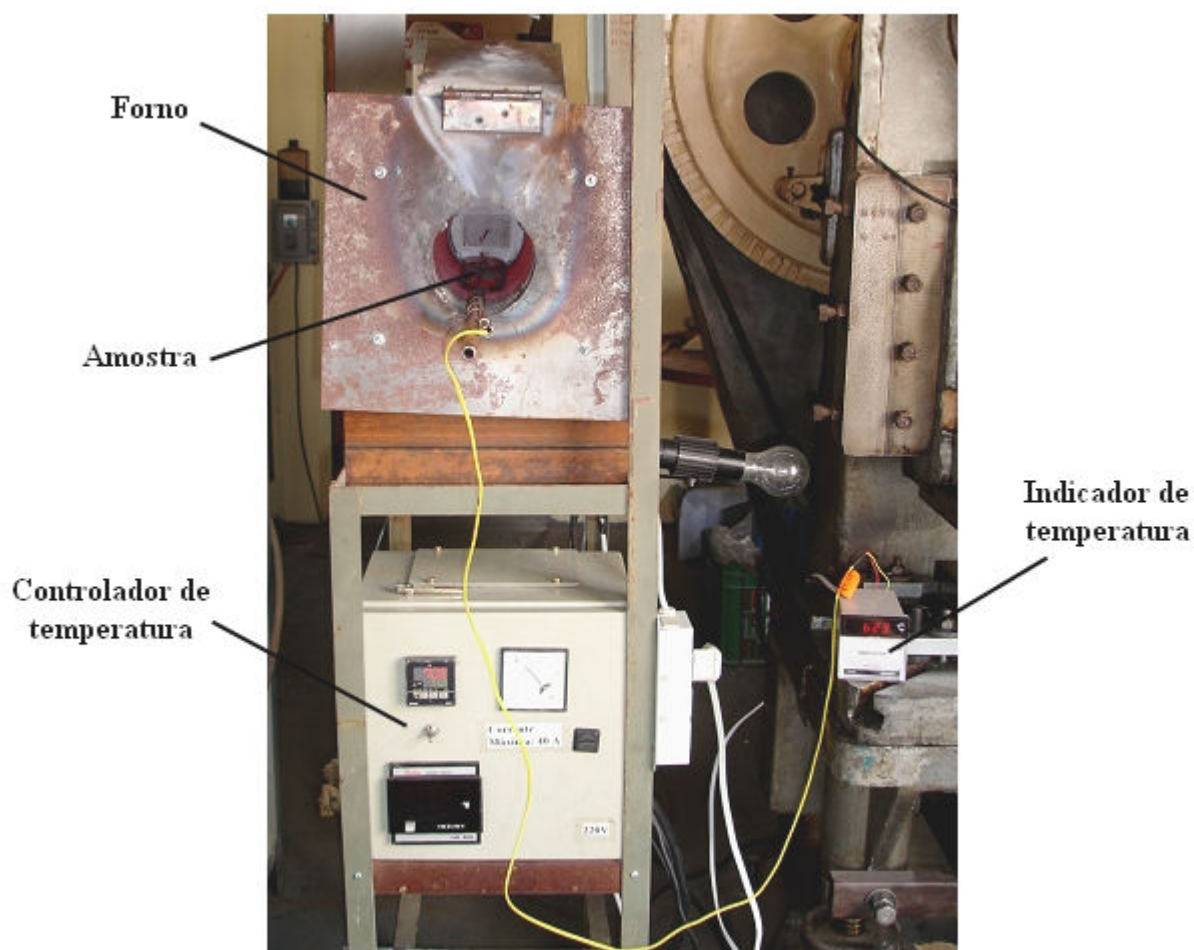


Figura 3.5: Forno resistivo empregado nos ensaios de tratamento térmico.

3.5. Ensaios de compressão a quente

Os ensaios de compressão a quente visam determinar a viscosidade aparente das ligas estudadas fundamentados no trabalho de Laxmanan e Flemings (1980), que desenvolveram e estudaram tal procedimento aplicando-o na caracterização de ligas Sn–15wt%Pb. A escolha deste método de caracterização deveu-se à extrema facilidade operacional e à capacidade de gerar excelentes resultados comparativos, uma vez que diversos autores utilizaram deste mesmo

método para fazer a caracterização de suas pastas (KANG, CHOI e KIM, 1999; FERRANTE e FREITAS, 1999; ZOQUI, 2001; ZOQUI e PAES, 2005).

Os testes de compressão a quente foram realizados em uma máquina universal de ensaios MTS modelo 810 com capacidade de carga de 10000kgf e placas paralelas de Inconel 718 com um forno resistivo acoplado ao eixo da máquina no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP; partiu-se de amostras com 15mm de altura e 20mm de diâmetro, idênticas às empregadas nos tratamentos térmicos, submetidas a uma taxa de compressão constante de 10mm/s. O conjunto utilizado nestes ensaios pode ser melhor representado pela Figura 3.6 a seguir.

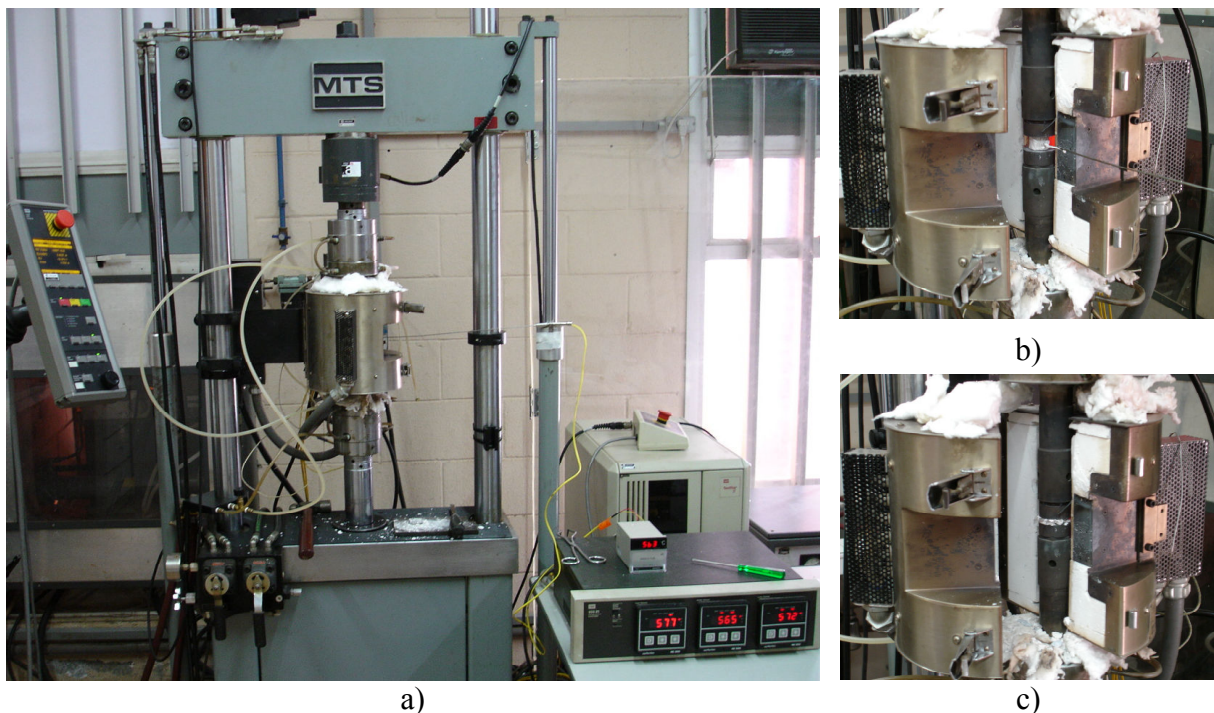


Figura 3.6: Equipamento empregado nos ensaios de compressão a quente: a) máquina universal de ensaios com forno resistivo acoplado; b) detalhe da amostra antes da compressão a quente; c) detalhe da amostra imediatamente após a compressão.

Após o sistema alcançar a condição requerida para cada situação, temperaturas relativas à $f_s=45\%$ e 60% e tempos de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s, as amostras inseridas juntamente com um termopar tipo K *Cromel Alumel* fixado em seu interior foram comprimidas até que sua altura fosse reduzida a 5mm. Os dados de saída da máquina universal de ensaios foram força, deslocamento e tempo para cada instante do ensaio, realizado com uma taxa de

aquisição de mil pontos por segundo. De posse dos dados de força, deslocamento e tempo foi então possível, segundo as Equações 2.2 a 2.6 detalhadas no item 2.4 do Capítulo 02, construir as curvas de deformação *versus* tensão e, conseqüentemente, as curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente para cada liga em cada condição estudada, fazendo novamente uso do *software* Origin[®] 6.1.

Para esta etapa do trabalho foi possível, analogamente aos tratamentos térmicos, lançar mão de um planejamento fatorial com três variáveis de influência, o teor de Si, com quatro níveis, a fração sólida, com dois níveis, e o tempo de tratamento térmico, com quatro níveis, replicando o experimento duas vezes. O *software* Minitab[®] 15 gerou uma tabela de ensaios aleatórios encontrada no Anexo A, totalizando sessenta e quatro ensaios.

Capítulo 04

Resultados e Discussão

Este capítulo apresenta os resultados experimentais obtidos para cada etapa do trabalho, conforme descrito no Capítulo 03; buscou-se apresentá-los segundo a ordem em que estes foram mencionados, intentando assim facilitar a compreensão e respectiva discussão acerca das hipóteses levantadas para explicar cada um dos fenômenos observados. As caracterizações analíticas e estatísticas estão também aqui discutidas conforme sua relevância.

4.1. Produção de novas ligas Al–Si–Cu–Mg tixotróficas

Uma vez fundidas as ligas de acordo com os procedimentos descritos em 3.1, amostras retiradas de cada liga foram encaminhadas para análise de fluorescência de raios-X nos laboratórios da Alcoa Alumínio S/A para a verificação da composição química. Os resultados obtidos para tal encontram-se na Tabela 4.1. Devido aos erros inerentes aos processos de pesagem, fundição e análise química, assumiu-se uma tolerância de $\pm 0,30\text{wt}\%$ para o Si e para o Cu, e $\pm 0,15\text{wt}\%$ para o Mg. Dessa forma, todas as ligas produzidas estão de acordo com as especificações determinadas para o estudo em termos de composição química.

Nesta etapa do trabalho, a principal dificuldade foi manter os teores de Mg e Cu de acordo com as especificações previamente estabelecidas para cada liga estudada. Conforme *know-how* do Grupo de Tixotrófica, foi adicionado cerca de 10% mais que o previsto para o balanço de massa da liga Mg–10,0wt%Al e 3% mais que o previsto para o Cu cp; dessa forma, foi

possível a obtenção das composições esperadas dentro de tolerâncias bastante aceitáveis para um processo de fundição.

Tabela 4.1: Composição química, em wt%, das ligas conforme análise de fluorescência de raios-X. Destaque para os principais elementos de liga presentes, Si, Cu, Mg e Ti.

Liga	Elementos de Liga							
	Al	Si	Cu	Mg	Ti	B	Fe	Mn
Al-1,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Balanço	1,02	2,39	0,49	0,15	0,06	0,07	0,01
Al-2,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Balanço	2,20	2,62	0,49	0,15	0,06	0,12	0,01
Al-4,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Balanço	4,21	2,69	0,45	0,14	0,03	0,21	0,02
Al-7,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Balanço	6,88	2,66	0,39	0,13	0,03	0,35	0,04

4.2. Avaliação das temperaturas de trabalho

As análises empregadas nesta etapa do trabalho visam a obtenção da temperatura *liquidus*, *solidus* e das temperaturas de trabalho a serem empregadas nos tratamentos térmicos e ensaios de compressão a quente das ligas estudadas. Não há grande consenso na literatura sobre qual o método mais preciso e eficaz para a determinação de tais condições de trabalho; Ferrante e Kliauga (2005) empregam as análises de DSC para a determinação das temperaturas de transformação de ligas A356 extrudadas com erro aproximado de $\pm 2^{\circ}\text{C}$, Liu, Atkinson e Jones (2005), por sua vez, compararam métodos de predição das temperaturas de trabalho via pacotes computacionais de simulação e ensaios de DSC e, apesar de conseguirem temperaturas relativamente próximas em vários dos estudos, não descrevem nenhuma conclusão realmente irrefutável a respeito de uma única técnica eficaz e robusta para tais análises – este parece ser um ponto que ainda deve ser mais profundamente explorado para que se obtenha um ponto de vista definitivo a seu respeito. Desta feita, neste trabalho optou-se por três métodos dos mais empregados na literatura, ensaios de aquecimento e determinação das temperaturas via modelo de Scheil, ensaios de DSC e simulação via Thermo-Calc[®] Software.

A partir dos ensaios de DSC é possível construir uma curva da fração líquida *versus* temperatura, possibilitando assim encontrar diretamente as temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, bem como a temperatura *liquidus* de cada liga Al-Si estudada.

Com base nos ensaios de DSC, obteve-se, então, as curvas da fração líquida *versus* temperatura, de acordo com a Figura 4.1. As curvas de DSC originárias dos ensaios para cada uma das ligas podem ser encontradas no Anexo B.

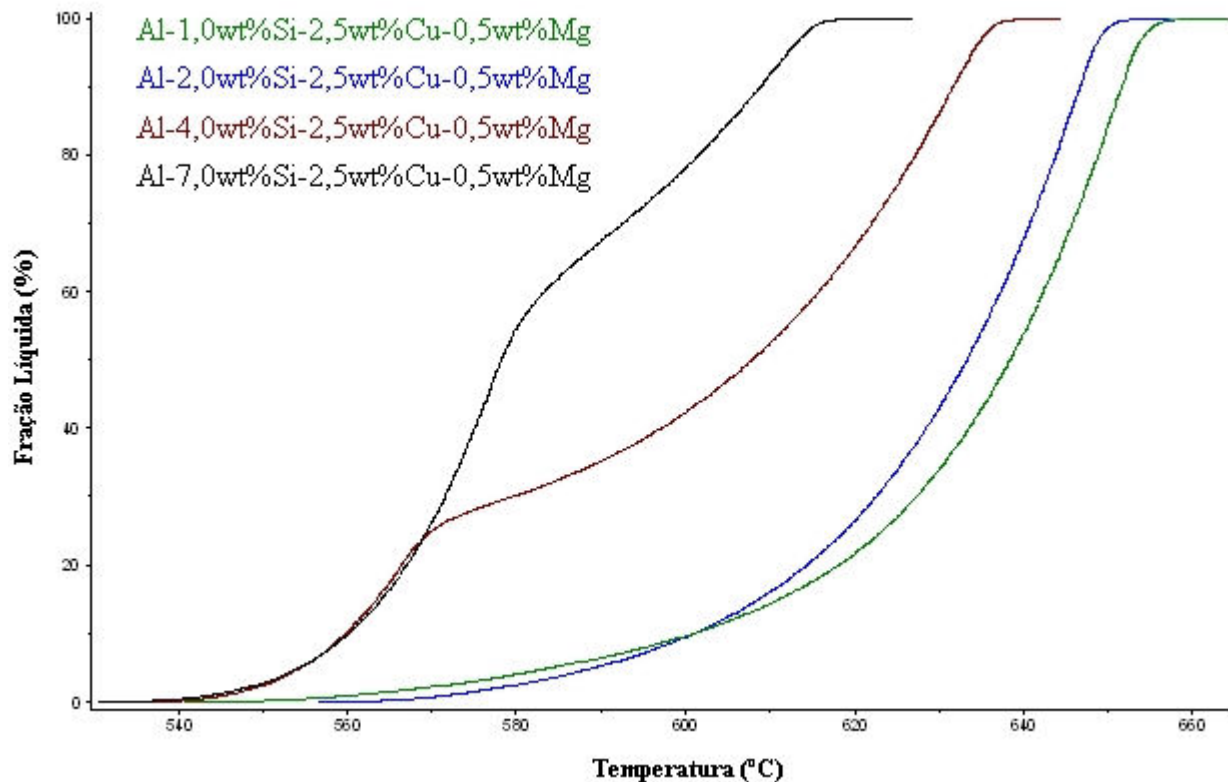


Figura 4.1: Curvas da fração líquida *versus* temperatura para cada liga Al–Si estudada obtidas através do ensaio de DSC.

Dessa maneira, pôde-se determinar graficamente a temperatura *liquidus* e as temperaturas de trabalho correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, ou seja, frações líquidas de 55% e 40%, respectivamente, conforme indica a Tabela 4.2.

Tabela 4.2: Temperatura *liquidus* e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% obtidas através dos ensaios de DSC.

Liga	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)	Temperatura fs=45% (°C)	Temperatura fs=60% (°C)
Al–1,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	660	641	634
Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	655	635	628
Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	635	612	597
Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	620	580	575

No caso das curvas de aquecimento, determina-se unicamente a temperatura *liquidus*, a partir da qual, através da equação de Scheil (Equação 3.1), pode-se encontrar as temperaturas de trabalho de cada liga. Nas Figuras 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 encontram-se as curvas de aquecimento das ligas com teores de 1,0wt%Si, 2,0wt%Si, 4,0wt%Si e 7,0wt%Si, respectivamente.

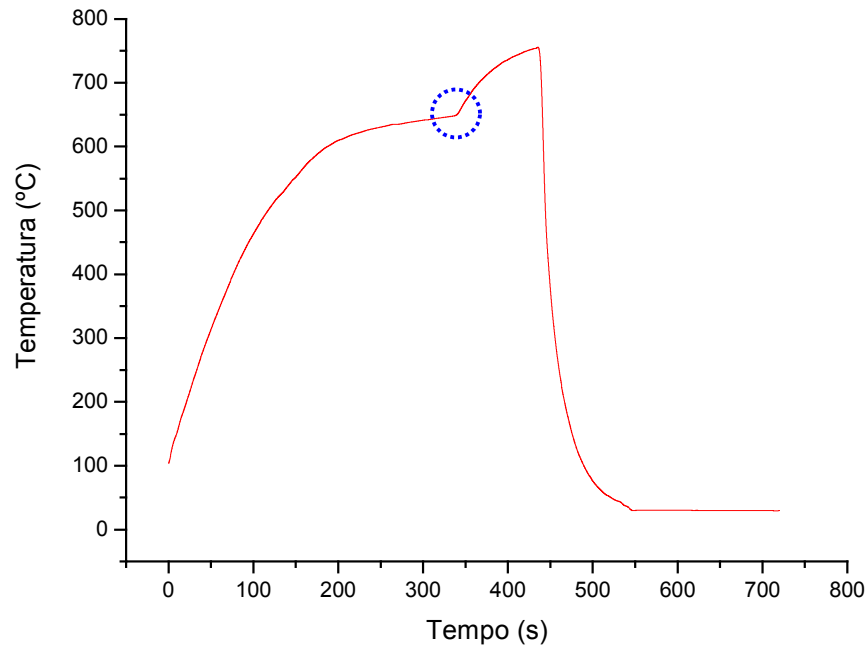


Figura 4.2: Curva de aquecimento da liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

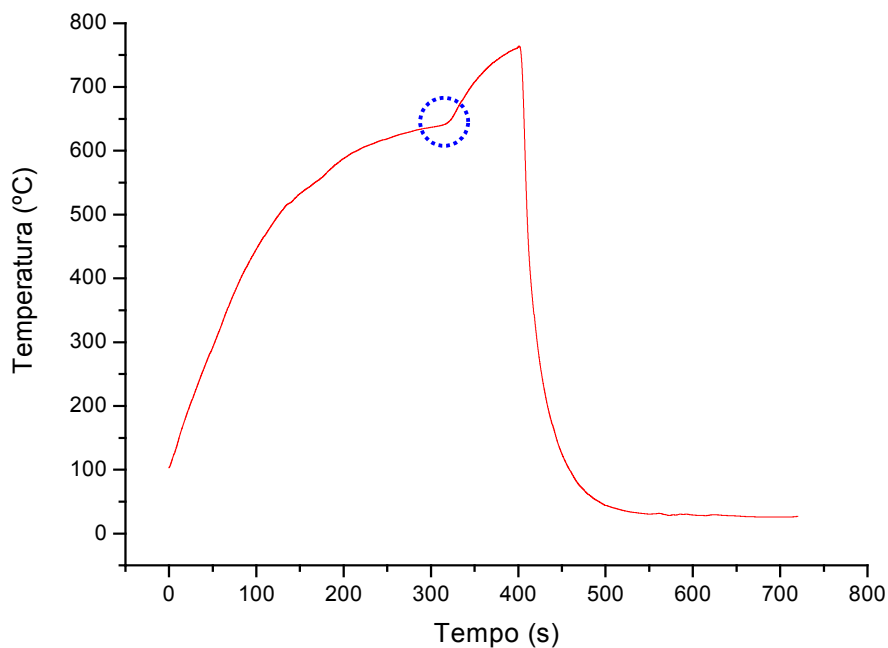


Figura 4.3: Curva de aquecimento da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

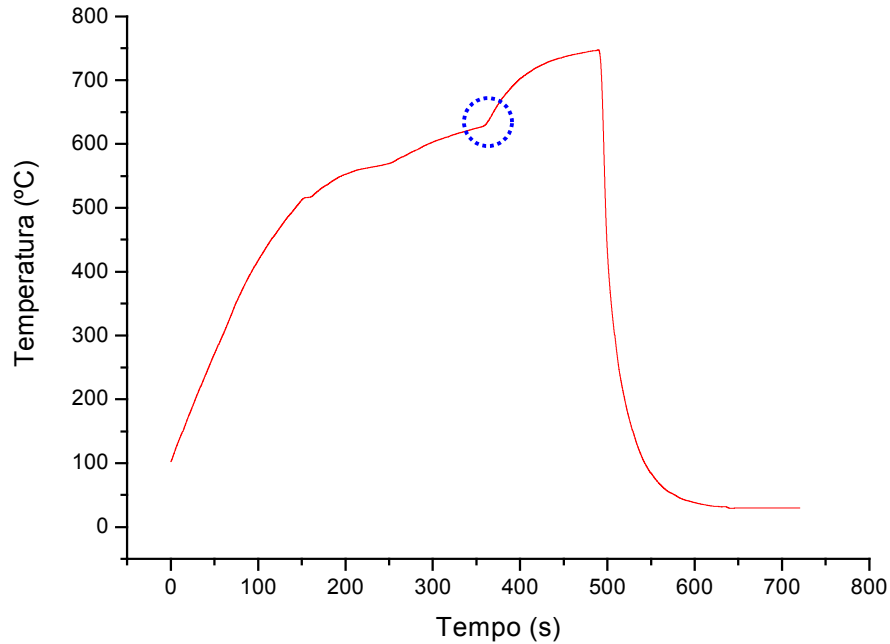


Figura 4.4: Curva de aquecimento da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

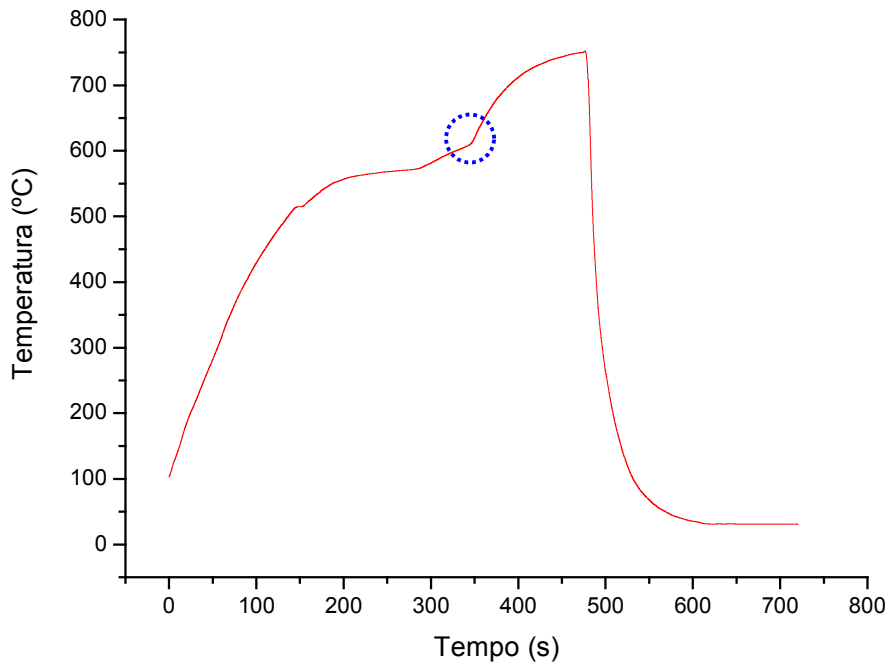


Figura 4.5: Curva de aquecimento da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

Na Tabela 4.3 encontram-se as temperaturas *liquidus* estimadas a partir das curvas de aquecimento, bem como as temperaturas relativas às frações sólidas de 45% e 60% calculadas a partir da equação de Scheil. A temperatura *liquidus* foi adotada como sendo o ponto, no último patamar de transformação, para o qual a derivada da curva tempo *versus* temperatura vale zero,

conforme destacado nos gráficos acima. Já o coeficiente de redistribuição de soluto foi adotado a partir do diagrama de fases Al–Si como sendo a razão entre a concentração de soluto no sólido (C_S) e a concentração de soluto no líquido (C_L) para cada composição Al–Si estudada, e também é apresentado na Tabela 4.3 a seguir.

Tabela 4.3: Coeficiente de redistribuição de soluto, temperatura *liquidus* e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% obtidas através das curvas de aquecimento e equação de Scheil.

Liga	$k (C_S / C_L)$	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)	Temperatura fs=45% (°C)	Temperatura fs=60% (°C)
Al–1,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	0,15	650	643	638
Al–2,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	0,13	644	633	624
Al–4,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	0,12	631	611	595
Al–7,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	0,12	613	580	554

As simulações empregando o *software* Thermo-Calc[®] fornecem diretamente as curvas de temperatura *versus* fração sólida para cada liga estudada, partindo-se, conforme dito anteriormente no Capítulo 03, item 3.2, das composições ideais para cada liga, excluindo-se aí quaisquer inclusões ou elementos residuais oriundos do processo de fundição. Nestas simulações, o *software* empregou uma rotina de cálculos avaliando condições de solidificação dentro e fora do equilíbrio, tomando como base os modelos da Regra da Alavanca e Scheil, respectivamente. Analogamente aos ensaios de DSC, com as curvas de temperatura *versus* fração sólida em mãos, determina-se facilmente as temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, além da temperatura *liquidus* da liga ensaiada.

Nas Figuras 4.6, 4.7, 4.8 e 4.9 encontram-se as curvas de temperatura *versus* fração sólida estimadas pelo Thermo-Calc[®] para as ligas com teores de 1,0wt%Si, 2,0wt%Si, 4,0wt%Si e 7,0wt%Si, respectivamente, onde a linha cheia representa a simulação através do modelo de solidificação de Scheil, e a linha tracejada representa a simulação através do modelo da Regra da Alavanca. Na seqüência, a Tabela 4.4 apresenta as temperaturas *liquidus* e as temperaturas relativas às frações sólidas de 45% e 60% estimadas a partir dos modelos de equilíbrio e não-

equilíbrio, Scheil e Regra da Alavanca, como dito, a partir das curvas estimadas pelo Thermo-Calc® Software.

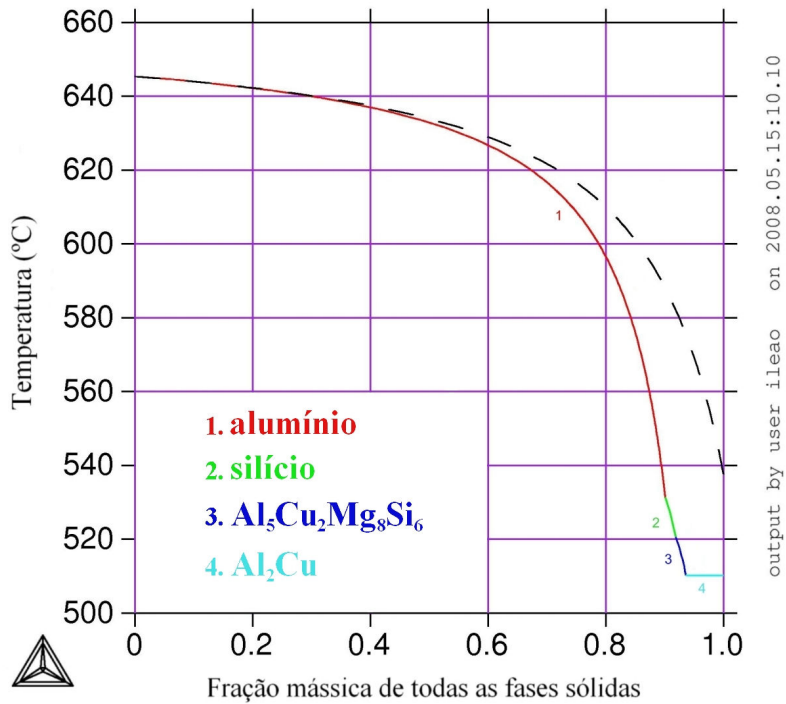


Figura 4.6: Curva da temperatura *versus* fração sólida estimada pelo *software* Thermo-Calc® para a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

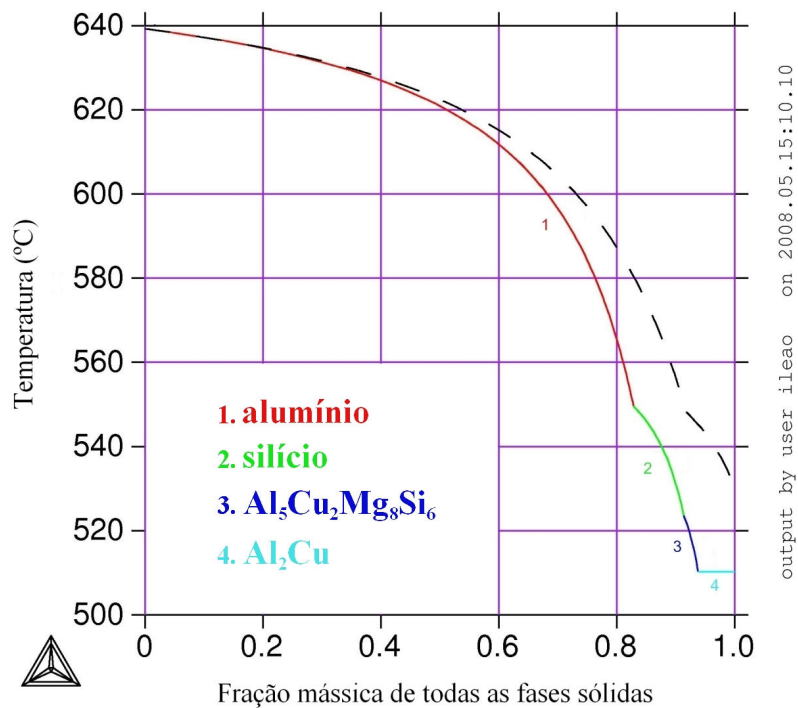


Figura 4.7: Curva da temperatura *versus* fração sólida estimada pelo *software* Thermo-Calc® para a liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

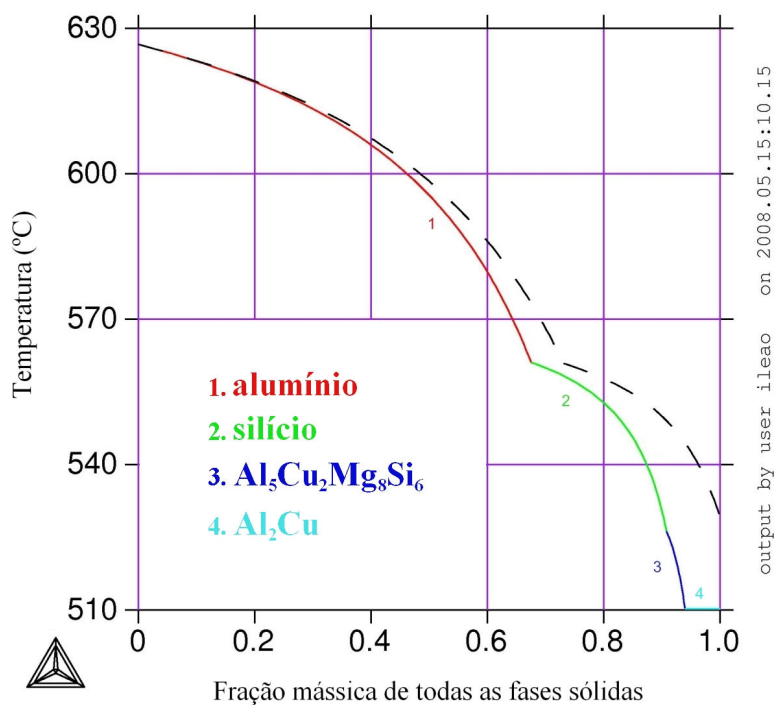


Figura 4.8: Curva da temperatura *versus* fração sólida estimada pelo *software* Thermo-Calc[®] para a liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

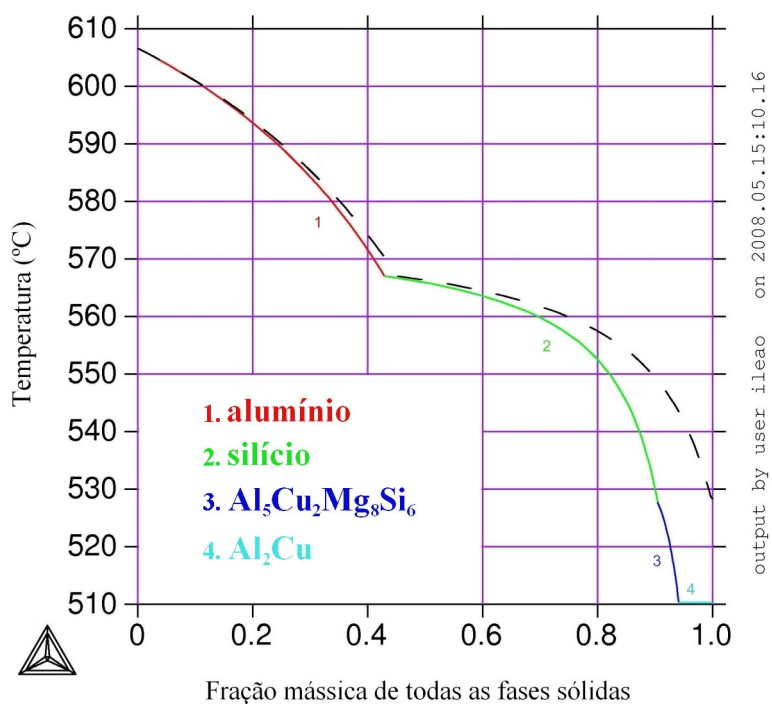


Figura 4.9: Curva da temperatura *versus* fração sólida estimada pelo *software* Thermo-Calc[®] para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

Tabela 4.4: Temperatura *liquidus* e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% obtidas através de simulações no *software* Thermo-Calc[®] para as condições de equilíbrio e não-equilíbrio, empregando os modelos da Regra da Alavanca e Scheil, respectivamente.

Liga	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)		Temperatura fs=45% (°C)		Temperatura fs=60% (°C)	
	Equilíbrio	Não-equilíbrio	Equilíbrio	Não-equilíbrio	Equilíbrio	Não-equilíbrio
Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	645	645	635	635	629	627
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	638	638	625	624	615	612
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	627	627	607	602	587	580
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	607	607	567	566	564	563

A Tabela 4.5 sintetiza todas as temperaturas de trabalho encontradas para cada um dos ensaios de caracterização térmica realizados nesta dissertação.

Tabela 4.5: Coletânea de temperaturas de trabalho encontradas para cada um dos ensaios de caracterização empregados.

Liga	Temperatura fs=45% (°C)				Temperatura fs=60% (°C)			
	Thermo-Calc		DSC	Curva de Aquecimento	Thermo-Calc		DSC	Curva de Aquecimento
	Eq.	Ñ Eq.			Eq.	Ñ Eq.		
Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	635	635	641	643	629	627	634	638
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	625	624	635	633	615	612	628	624
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	607	602	612	611	587	580	597	595
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	567	566	580	580	564	563	575	554

Como se pôde verificar, cada um dos ensaios forneceu uma gama de temperaturas diferentes para as frações sólidas de 45% e 60%. De modo geral, os ensaios de DSC e as curvas de aquecimento apresentaram temperaturas superiores às encontradas para as simulações através do Thermo-Calc[®] *Software*; as temperaturas encontradas para os ensaios de DSC e as curvas de aquecimento mostraram-se extremamente similares, com diferenças menores que 1,0% em todos os casos, exceção feita à temperatura relativa a fs=60% para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, onde a diferença entre os ensaios foi da ordem de 4,0%, ainda assim bastante

reduzido. Vale destacar que, para o caso da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg à temperatura relativa a $f_s=45\%$, os ensaios de aquecimento e DSC forneceram exatamente a mesma temperatura, 580°C. Da mesma maneira, as diferenças entre as temperaturas obtidas pelas simulações do Thermo-Calc[®] nas condições de equilíbrio e não-equilíbrio foram igualmente reduzidas, não sendo maiores que 1,5% para nenhuma situação em qualquer liga estudada.

Todas as temperaturas encontradas para todas as situações foram testadas nos ensaios de compressão a quente, com a intenção de se determinar quais seriam as melhores combinações de temperaturas para cada liga; as temperaturas obtidas através dos ensaios de aquecimento, DSC e Themo-Calc na condição de equilíbrio, exceção feita à liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, causaram a fusão das ligas durante os ensaios prévios de compressão a quente, e foram descartadas de antemão. Já as temperaturas relativas a $f_s=45\%$ e $f_s=60\%$ para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg nas simulações do *software* Thermo-Calc[®] para as condições de equilíbrio e não-equilíbrio e a temperatura relativa a $f_s=60\%$ para a mesma liga nos ensaios de aquecimento apresentaram resultado oposto – as amostras permaneceram sólidas durante os ensaios prévios de compressão a quente, o que causou sua exclusão automática.

As temperaturas relativas a $f_s=45\%$ e $f_s=60\%$ para a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e as temperaturas relativas a $f_s=60\%$ para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg obtidas pelas simulações do Thermo-Calc[®] nas condições de não-equilíbrio, juntamente com as temperaturas relativas a $f_s=45\%$ e 60% para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg obtidas pelo ensaio de DSC e $f_s=45\%$ para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg obtida pelos ensaios de aquecimento, mostraram-se coerentes durante os testes de compressão a quente, sendo então adotadas como temperaturas de trabalho viáveis para as condições de ensaio estipuladas neste trabalho.

Assim sendo, apenas as temperaturas relativas a $f_s=45\%$ para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg não foram possíveis de se determinar por nenhuma das rotas empregadas neste trabalho, de modo que todas as temperaturas testadas causaram a fusão das ligas durante os testes de compressão. Como alternativa, partiu-se das menores temperaturas encontradas, 624°C e 602°C respectivamente, obtidas pelas simulações do Thermo-Calc[®] em condições de não-equilíbrio, e foi-se gradualmente reduzindo-as até que se

conseguisse resultados expressivos de carga nos pré-testes de compressão a quente. Isto ocorreu para as temperaturas de 619°C e 586°C, cerca de 1,0% e 3,0% menores que as temperaturas encontradas via simulação. Por se tratar de diferenças muito pequenas ante os erros inerentes aos sistemas de medição e aquisição de dados empregados, adotou-se tais temperaturas como viáveis para as condições de ensaio estipuladas neste trabalho. Assim, a Tabela 4.6 apresenta todas as temperaturas de trabalho empregadas nos ensaios de tratamento térmico e compressão a quente.

Tabela 4.6: Temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% empregadas nos ensaios de tratamento térmico e compressão a quente.

Liga	Temperatura fs=45% (°C)	Temperatura fs=60% (°C)
Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	634 ^a	627 ^a
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	619 ^a	612 ^d
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	586 ^a	580 ^d
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	580 ^{b,c}	575 ^b

a: temperatura obtida através de simulação via Thermo-Calc[®] na condição de não-equilíbrio.

b: temperatura obtida através de ensaio de DSC.

c: temperatura obtida através de ensaio de aquecimento.

d: temperatura extrapolada a partir de temperatura obtida via Thermo-Calc[®] na condição de não-equilíbrio.

4.3. Caracterização macro e microestrutural

As caracterizações macro e microestruturais compreendem desde as estruturas metalográficas das ligas fundidas e tratadas termicamente às temperaturas para 45% e 60% de fração sólida até as contagens de tamanho de grãos, tamanho de partícula primária, ou tamanho de glóbulo, determinação do fator de forma e cálculos do RQI. Primeiramente, serão apresentadas as metalografias coloridas, ou macrografias, na sequência aparecem as micrografias e, por fim, as caracterizações analíticas e análises estatísticas.

4.3.1. Caracterização macroestrutural

Apresentam-se, neste tópico, as metalografias coloridas das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg fundidas na Figura 4.10, e, na sequência, da Figura 4.11 até a Figura 4.14, são apresentadas as macrografias das ligas tratadas para fs=45% e fs=60% nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

Na Figura 4.10, que apresenta as macrografias das ligas fundidas, o que se nota primeiramente é uma macroestrutura de rosetas e glóbulos para as Figuras 4.10a e 4.10b, uma predominância de rosetas na macroestrutura da Figura 4.10c e estruturas completamente dendríticas na liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg. Nas ligas fundidas, com exceção da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, o ataque eletrolítico com o eletrólito HBF₄ não surtiu o efeito desejado, de forma que a polarização não foi capaz de identificar com a acuracidade necessária o tamanho de grãos das amostras e, conseqüentemente, os cálculos do RQI e análise da evolução morfológica das ligas. Apesar do ataque metalográfico pouco eficiente, qualitativamente parece haver um aumento no tamanho de grãos desde a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg até a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, o que pode ser explicado pela gradativa ação inibidora que maiores teores de silício exercem sobre o efeito refinador da liga inoculante Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B.

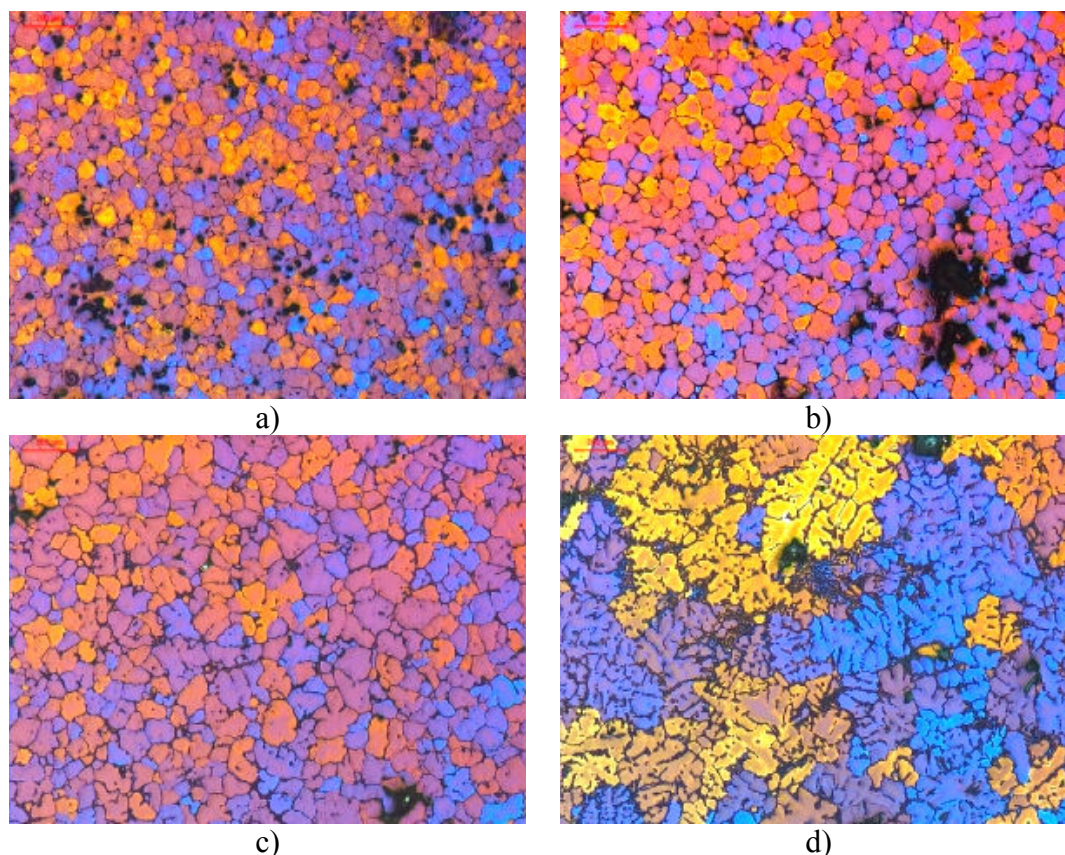


Figura 4.10: Macrografias das ligas fundidas: a) Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; b) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg. Aumento: 50x.

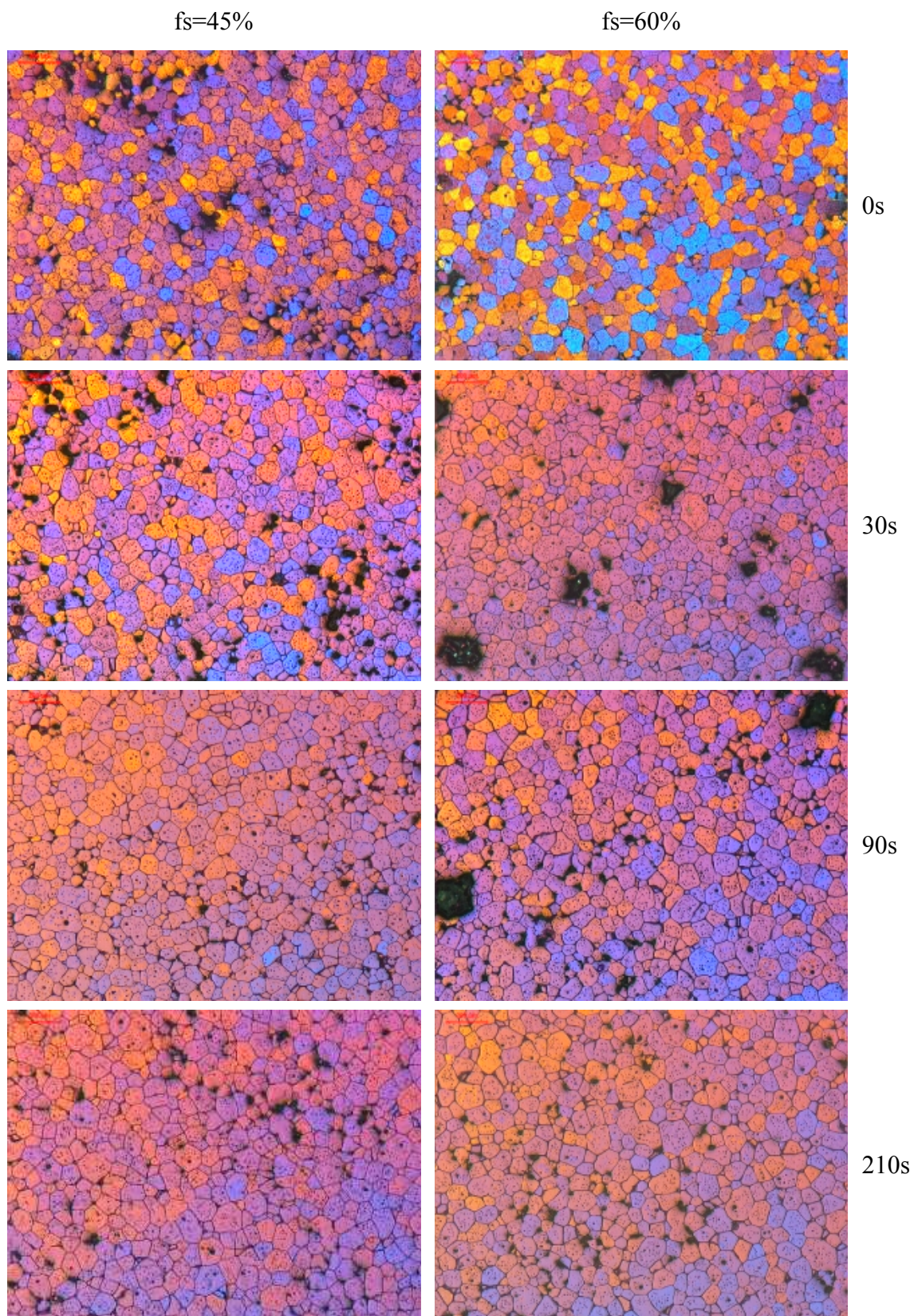


Figura 4.11: Macrografias das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.

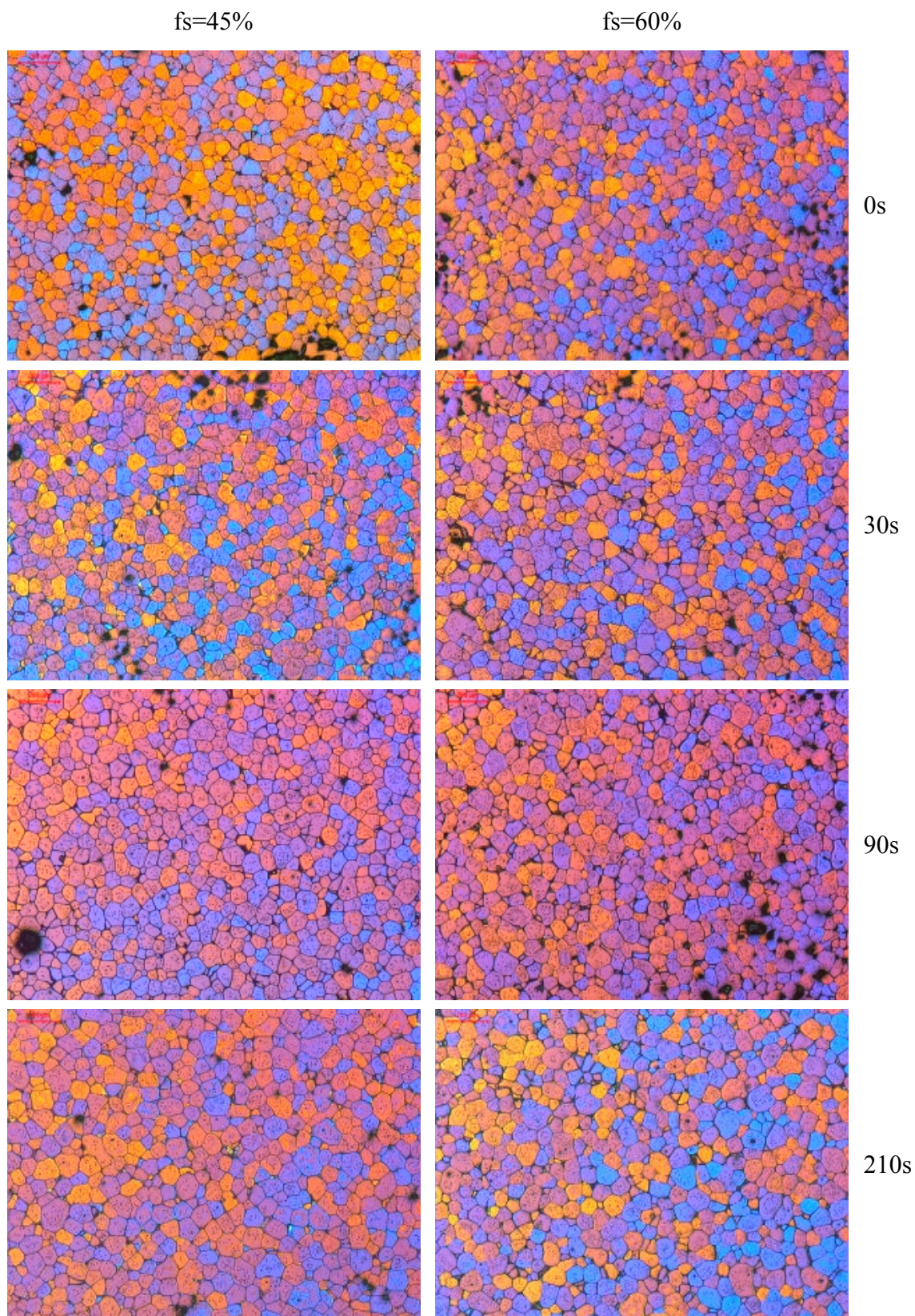


Figura 4.12: Macrografias das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.

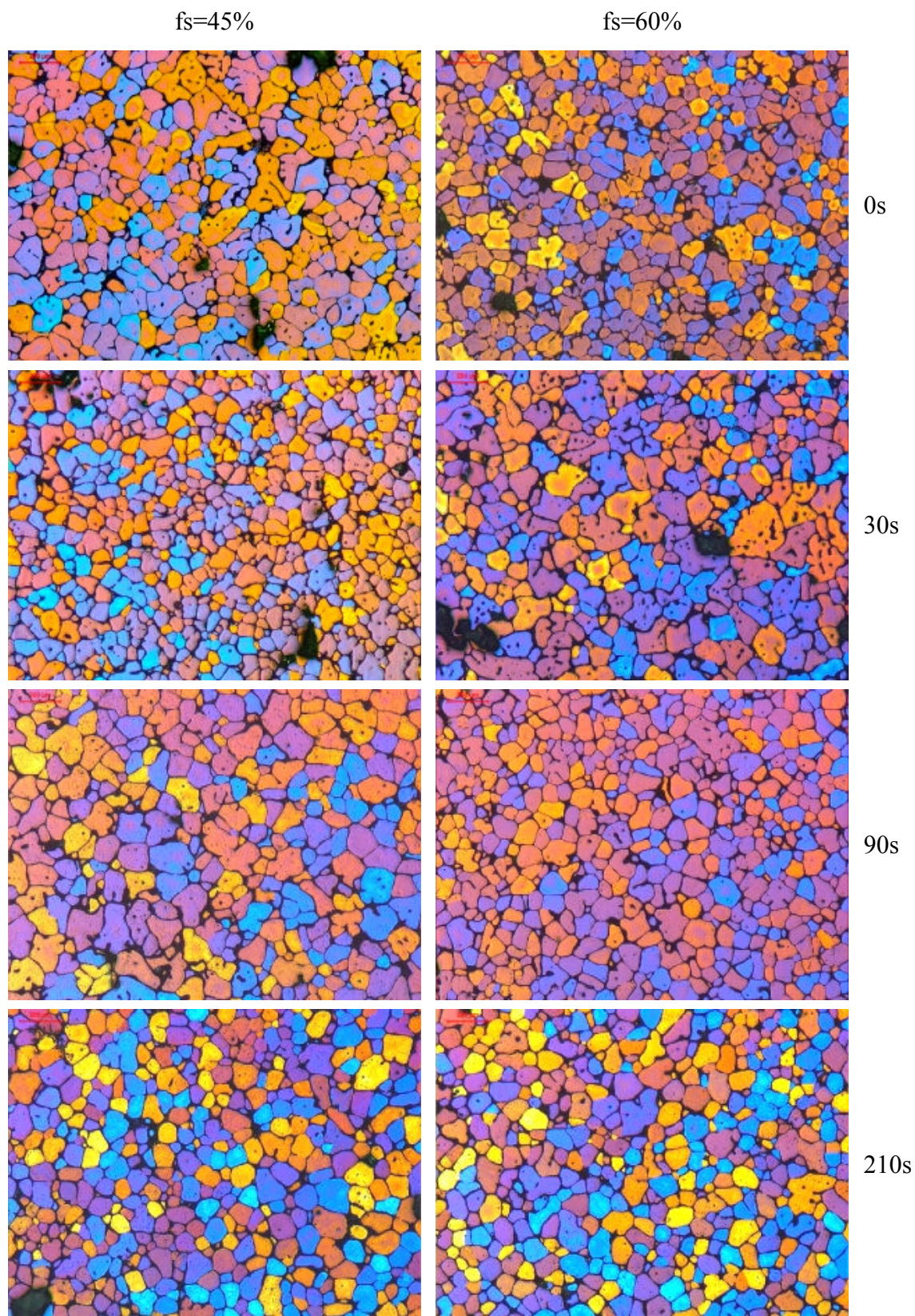


Figura 4.13: Macrografias das ligas Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.

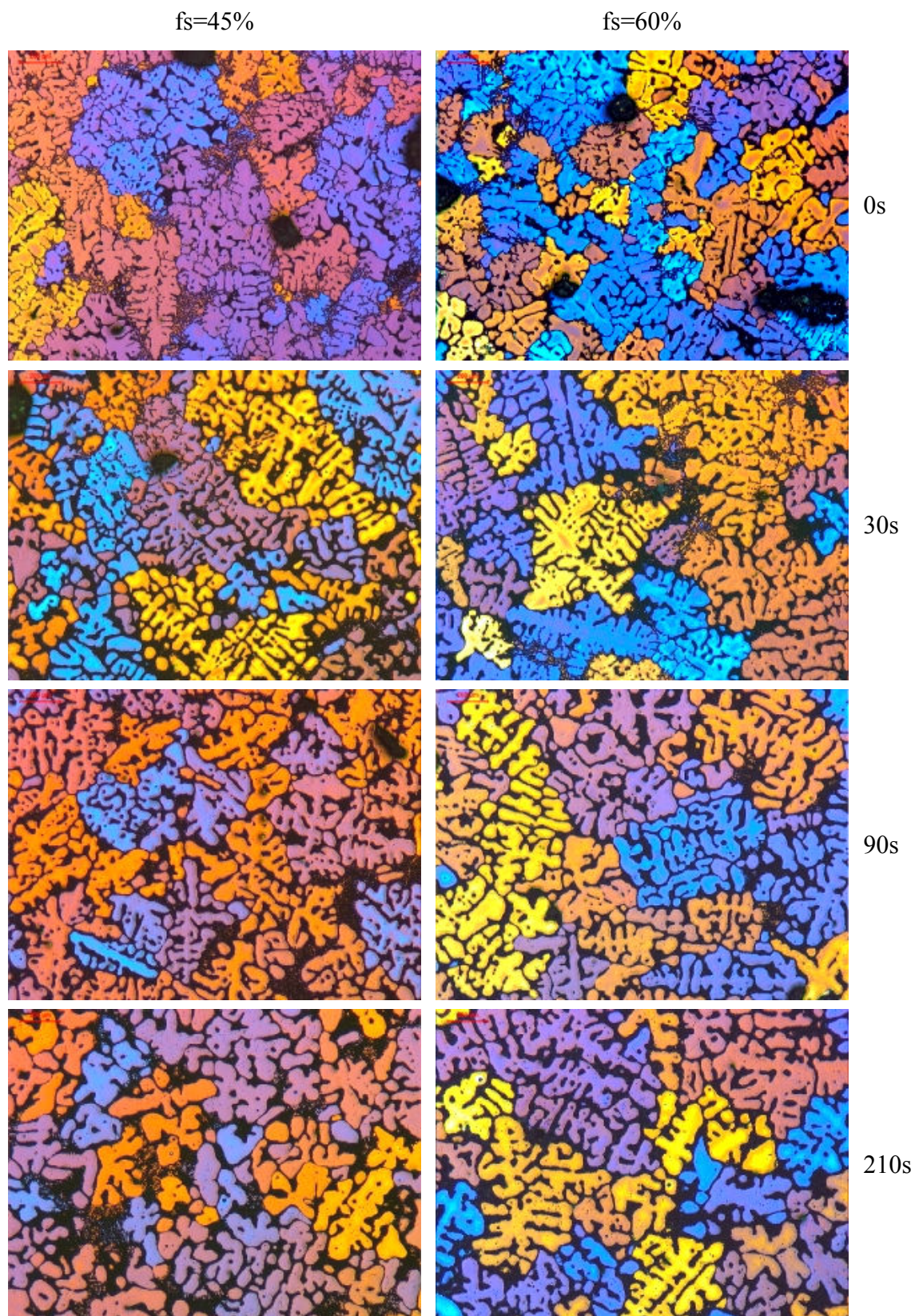


Figura 4.14: Macrografias das ligas Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.

As Figuras 4.11 e 4.12, que mostram as macrografias das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas para fs=45% e fs=60% nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, igualmente não apresentaram bom resultado ante o ataque metalográfico empregado, o que prejudica, conforme supracitado, as caracterizações macroestruturais. Já as Figuras 4.13 e 4.14, com as macrografias das ligas Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg apresentaram, por sua vez, resultado aceitável em relação à polarização, o que sugere que, para ligas com composições semelhantes às empregadas neste trabalho, o teor de silício deve influenciar bastante no resultado do ataque, de forma que, para maiores teores de silício, mais efetivo será o resultado.

Vale ressaltar que, apesar de desempenhar importante papel nas caracterizações macroestruturais, as metalografias coloridas aqui apresentadas não desempenharam, de maneira geral, resultado satisfatório – este procedimento de ataque deve ser mais bem estudado em trabalhos futuros, no sentido de evoluir para caracterizações mais conclusivas quanto à polarização e respectivo tamanho de grãos das ligas.

A Figura 4.11, que apresenta as ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, mostra macrografias com grãos em forma de glóbulos, e, qualitativamente, parece haver uma globularização já para a liga tratada a 0s, tanto para fs=45% quanto para fs=60%; as macroestruturas apresentaram homogeneidade em relação aos grãos, e não parece haver grandes diferenças entre os resultados obtidos para as ligas tratadas a 45% e 60% de fração sólida e tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s, 210s e a liga fundida da Figura 4.10a. No entanto, há uma grande quantidade de poros oriundos do processo de fundição – aqui, os pequenos teores de silício tem grande influência, uma vez que, conforme explicitado no item 2.1.3 do Capítulo 02, causam excessiva perda de características como fluidez e baixa contração durante a solidificação.

As ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, apresentadas na Figura 4.12, por sua vez, apresentam grãos igualmente em forma de glóbulos, e, qualitativamente, parece também haver uma globularização já para a liga tratada a 0s, tanto para fs=45% quanto para fs=60%, bem como homogeneidade em relação aos grãos e diferenças insignificantes entre os resultados obtidos para a liga fundida da Figura 4.10b e as ligas tratadas para fs=45% e fs=60% em todos os tempos de permanência estudados. Constata-se para tais ligas quantidades excessivas de poros, fato

explicado por raciocínio análogo ao empregado para as macrografias da Figura 4.11. As ligas da Figura 4.12 não aparentam possuir tamanhos de grãos significativamente diferentes dos encontrados na Figura 4.11.

A Figura 4.13, com as ligas Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, apresenta muito melhor desempenho em relação ao ataque eletrolítico com o eletrólito HBF₄, e, por conseguinte, mais precisão na caracterização dos tamanhos de grãos. Pode-se notar que, seja para as liga fundida apresentada na Figura 4.10c, seja para as ligas tratadas tanto em fs=45% quanto fs=60% nos tempos de 0s, 30s e 90s, há um ligeiro predomínio de estruturas de rosetas, e para a liga tratada no tempo de 210s, a estrutura torna-se majoritariamente globular, devido, principalmente, aos efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico. Há uma considerável diminuição da quantidade de poros em relação às ligas apresentadas nas Figuras 4.11 e 4.12, porém se nota também um aparente aumento do tamanho de grãos em relação a estas, fato unicamente explicado pelo aumento do teor do silício nestas ligas.

Por fim, as ligas Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg da Figura 4.14 mostraram-se totalmente dendríticas desde o tempo de 0s até os tempos de 210s, com tamanhos de grãos exageradamente grandes em relação aos encontrados para as ligas das Figuras 4.11, 4.12 e 4.13, corroborando a idéia de que o aumento gradativo do teor de silício nas ligas causa um equivalente aumento do tamanho de grãos na macroestrutura, gerado pela perda de eficiência do agente refinador utilizado, neste caso a liga Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B. Pouca diferença em relação à morfologia da estrutura é notada, assim, a liga apresenta-se dendrítica para todas as situações de frações sólidas e tempos de tratamentos térmicos estudados. Aqui, fatalmente o maior teor de silício é o grande responsável pela não globularização das ligas, uma vez que o aumento dos teores de soluto em uma liga gera o aumento do super-resfriamento constitucional, e respectiva instabilização da interface sólido/líquido durante a solidificação, induzindo o crescimento dendrítico e, logo, suprimindo os efeitos de globularização desejados (GARCIA, 2001).

Também para a Figura 4.14, pode-se comprovar a melhor eficácia do ataque eletrolítico com o eletrólito HBF₄, onde são notados grãos claramente definidos e destacados, satisfatórios para uma precisa caracterização morfológica da liga.

4.3.2. Caracterização microestrutural

Apresentam-se, neste tópico, as micrografias das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg fundidas na Figura 4.15, e, na sequência, da Figura 4.16 até a Figura 4.19, são apresentadas as micrografias das ligas tratadas para $fs=45\%$ e $fs=60\%$ nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente. Na Figura 4.15, o que se nota de antemão é uma microestrutura globular para as Figuras 4.15a, 4.15b e 4.15c, e estruturas completamente dendríticas para a liga com 7,0wt%Si. Tal qual acontece com as macrografias, qualitativamente parece haver um aumento no tamanho de glóbulos primários desde a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg até a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, o que, do mesmo modo, pode ser explicado pela gradativa ação inibidora que os maiores teores de silício presentes nas ligas com 4,0wt%Si e 7,0wt%Si exercem sobre o efeito refinador da liga inoculante.

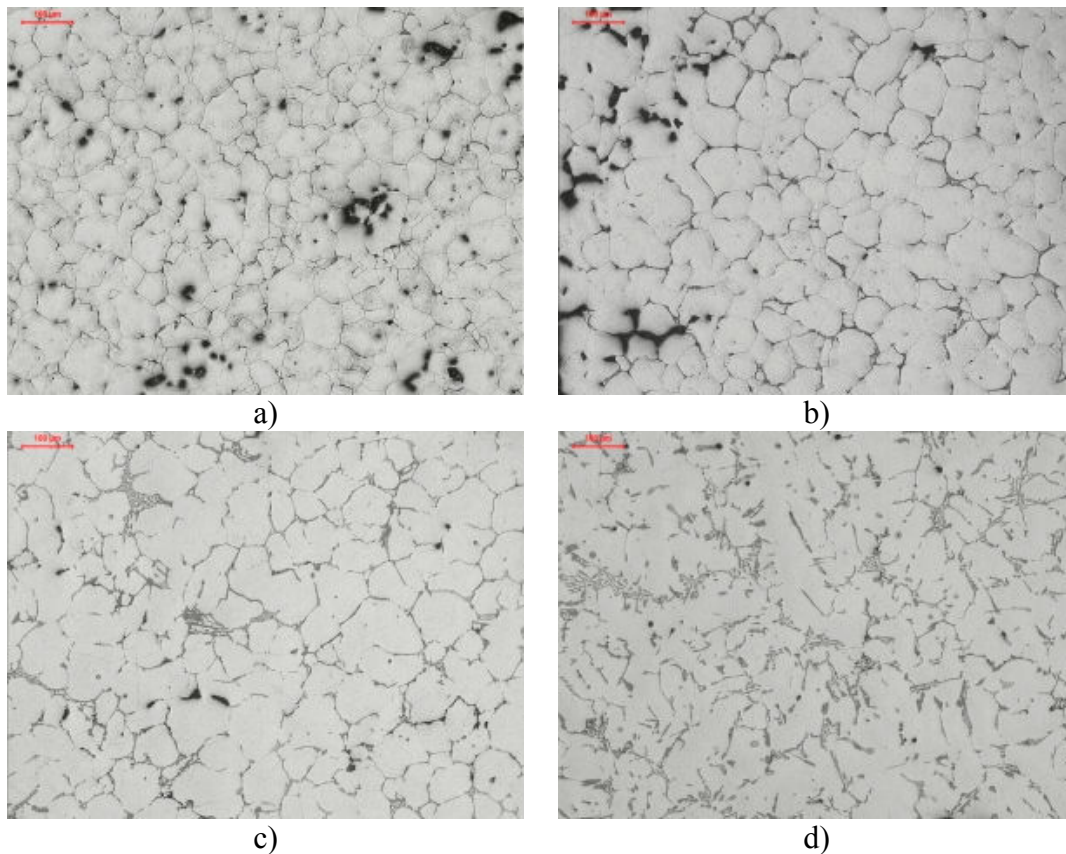


Figura 4.15: Micrografias das ligas fundidas: a) Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; b) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg. Aumento: 100x.

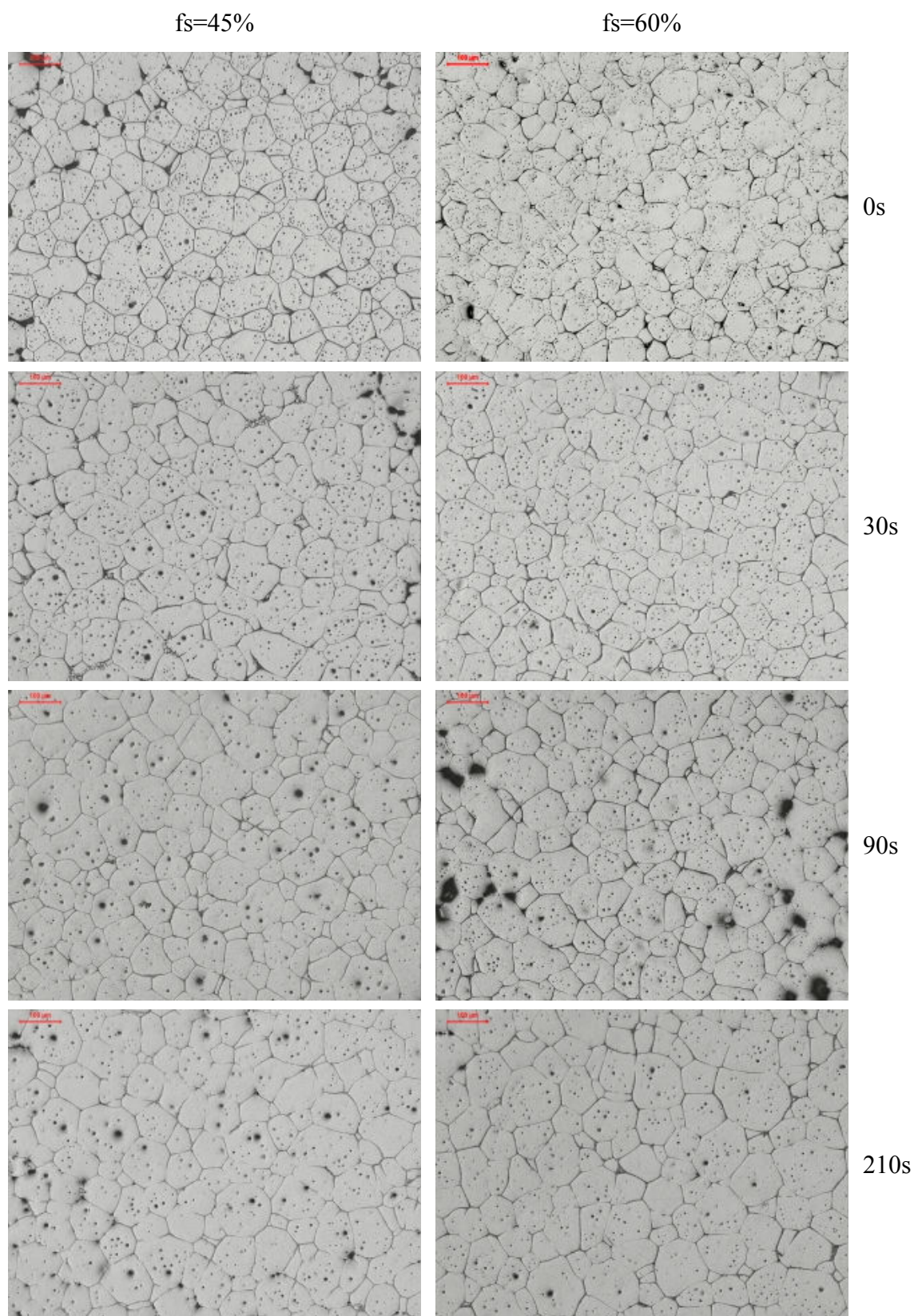


Figura 4.16: Micrografias das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

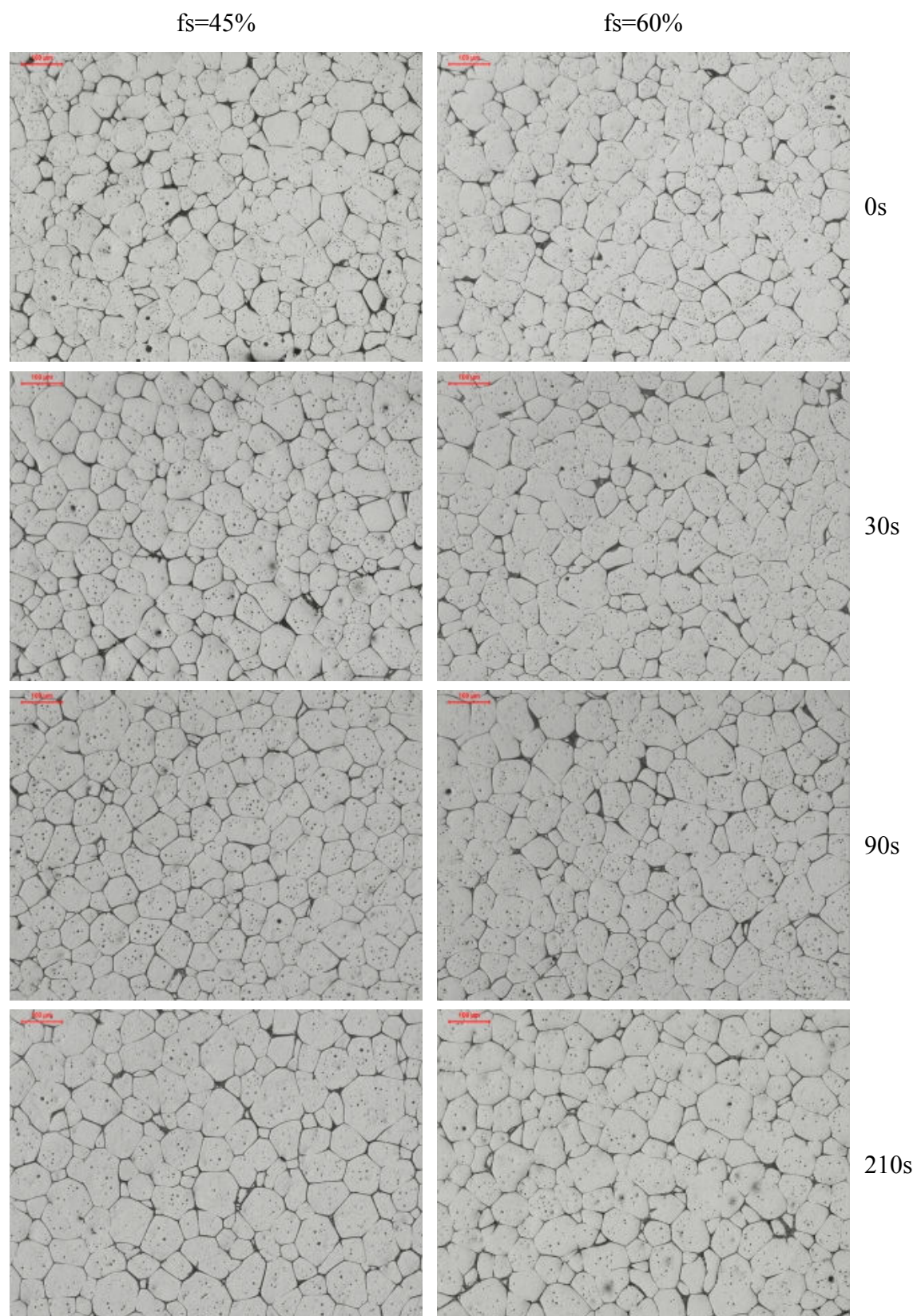
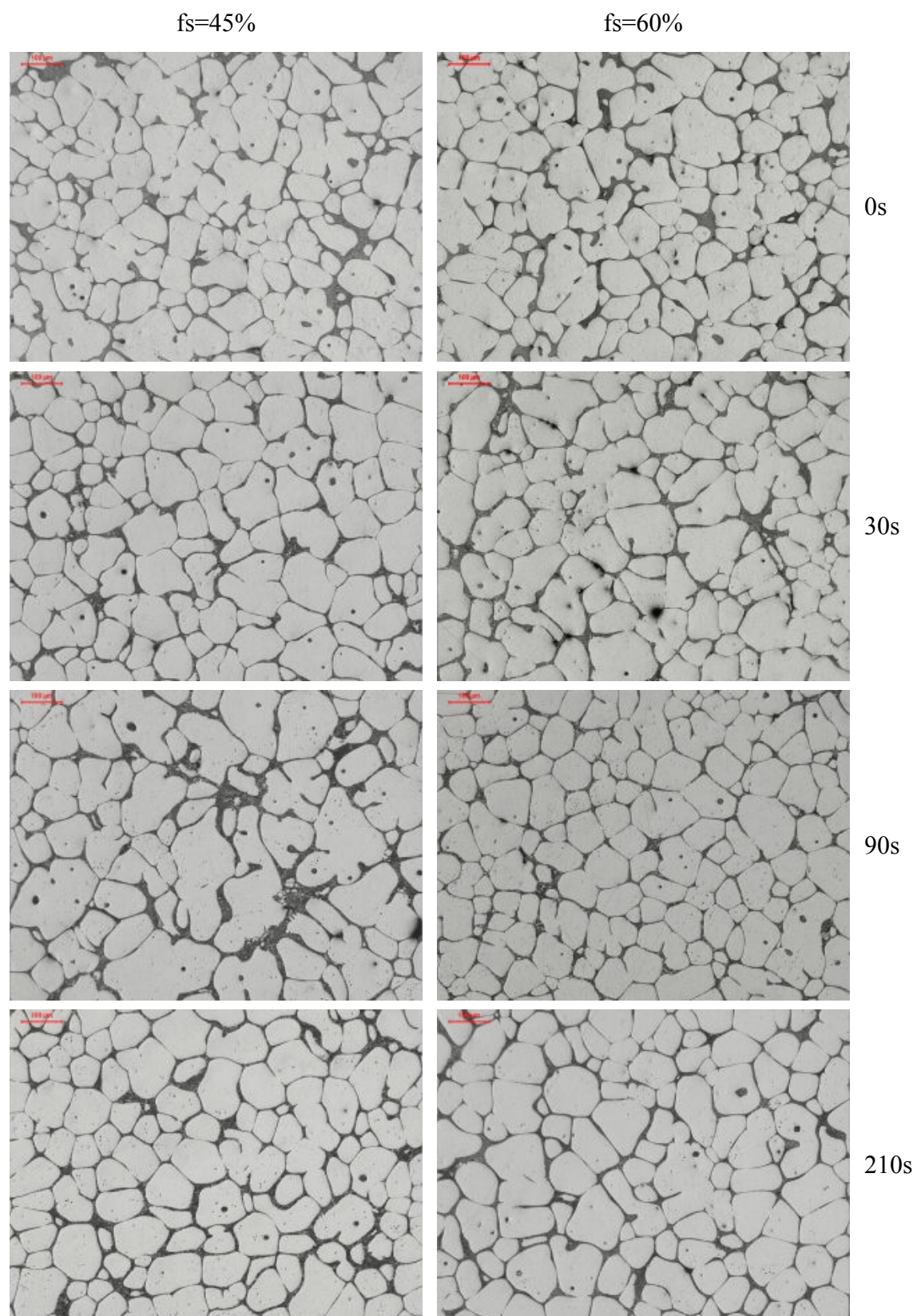


Figura 4.17: Micrografias das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.



. Figura 4.18: Micrografias das ligas Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

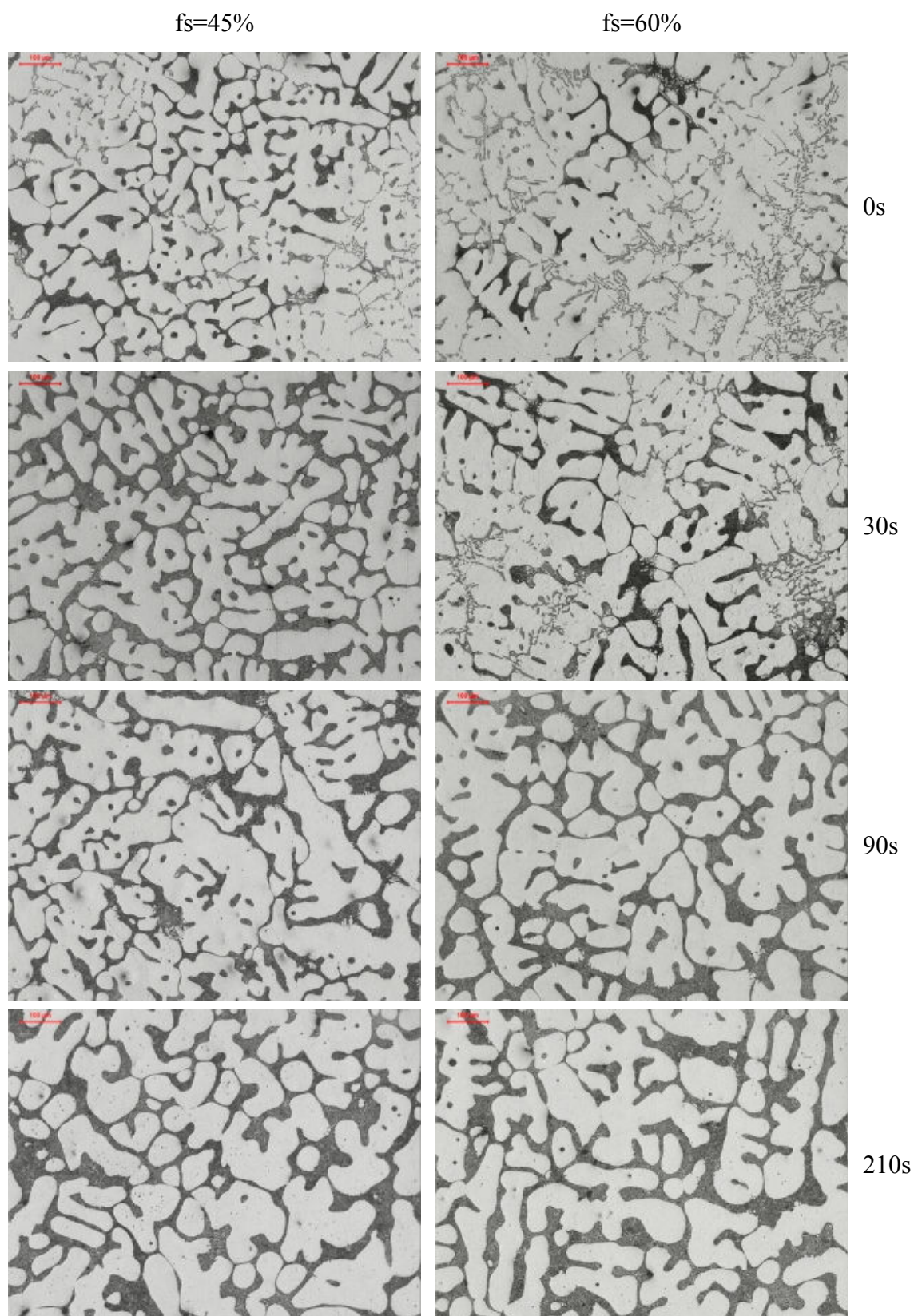


Figura 4.19: Micrografias das ligas Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 100x.

Em geral, o aumento dos teores de silício nas ligas parece ter influenciado significativamente a formação de estruturas dendríticas, fato que pode ser explicado da mesma maneira apresentada para as macrografias; desta feita, para as ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg a microestrutura apresenta-se globular, e para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, apresenta-se bastante dendrítica.

A Figura 4.16, contendo as microestruturas da liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, qualitativamente se apresenta globular já desde o tempo de tratamento térmico de 0s, mostrando um ligeiro aumento no tamanho dos glóbulos primários durante a evolução morfológica até o tempo de 210s de tratamento. A grande presença de poros, conforme comentado na caracterização macroestrutural, deve-se à pequena quantidade de silício presente nesta liga.

Também para as Figuras 4.17 e 4.18, respectivamente ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, as microestruturas apresentam glóbulos primários bastante esferoidizados já desde o tempo de tratamento de 0s, com sensível aumento em seu tamanho e grau de esfericidade no decorrer da evolução morfológica destas ligas. Já a Figura 4.19, com a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, apresenta-se dendrítica para todas as condições de tratamento térmico. Analogamente às macrografias, a presença de poros é decrescente da liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg até a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, por motivos idênticos aos supracitados.

É possível observar, particularmente para a Figura 4.16, liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, uma vasta presença de pequenos precipitados distribuídos finamente na matriz de alumínio. Nota-se também que a presença destes precipitados diminui à medida que os teores de silício aumentam, de modo que são quase imperceptíveis na Figura 4.18, liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, e inexistem na Figura 4.19, liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, para as condições de preparação e caracterização metalográfica adotadas neste trabalho.

De acordo com as Figuras 4.6 a 4.9, contendo as curvas da temperatura *versus* fração sólida estimadas pelo *software* Thermo-Calc[®] para as ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg a Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, respectivamente, é projetada a formação das fases Al₂Cu e Al₅Cu₂Mg₈Si₆ durante a solidificação das ligas – com teores reduzidos de silício, haverá

possivelmente maior formação de precipitados da fase Al_2Cu , e, à medida que os teores de silício aumentam, aumentaria também a formação da fase $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ nos contornos de grão em detrimento dos precipitados Al_2Cu na matriz. Há ainda que se considerar que as simulações executadas no *software* Thermo-Calc[®], para fins de viabilidade de execução, excluíram o elemento ferro, grande formador de fases intermetálicas e precipitados, tais como Al_3Fe , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, AlFeSi , $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$, entre outros. Desta feita, explica-se o porque da diminuição e ou ausência dos precipitados conforme o aumento dos teores de silício nas ligas estudadas. Vale destacar que nenhuma destas fases foi identificada ou quantificada nesta dissertação, sendo este estudo alvo de trabalhos futuros.

Por fim, percebe-se também, para as Figuras 4.16 e 4.17, especificamente, um aumento do tamanho dos precipitados desde $t=0\text{s}$ até $t=210\text{s}$, o que pode ser explicado pelos fenômenos de coalescimento dos precipitados, onde ocorre aumento de partículas maiores através da incorporação de átomos das partículas menores que, em consequência, tendem a desaparecer (SANTOS, 2006).

4.3.3. Caracterização analítica macro e microestrutural

Na seqüência da caracterização das ligas metálicas desenvolvidas neste trabalho, as caracterizações analíticas englobam as medições de tamanho de grãos, oriundos da macrografia das ligas, e as medições de tamanho de glóbulo primário, fator de forma, contigüidade da fase sólida e contigüidade por volume, oriundos da micrografia, além os índices de qualidade RQI, que traçam uma relação entre a macro e a microestrutura das ligas. Vale lembrar que o fator de forma adotado neste trabalho foi o parâmetro circularidade e que este, quanto mais próximo de “1”, mais representa um círculo perfeitamente simétrico, conforme Equação 2.9 do Capítulo 02.

Partindo do planejamento fatorial apresentado no item 3.4 do Capítulo 03, com auxílio do *software* Minitab[®] 15 empreendeu-se uma análise gráfica dos efeitos principais e interações entre as variáveis de influência pré-determinadas, teor de Si, fração sólida e tempo de tratamento térmico, e as variáveis de resposta estipuladas para as caracterizações analíticas macro e microestruturais, a saber, tamanho de grãos, tamanho de glóbulo primário, fator de forma, RQI, contigüidade da fase sólida e contigüidade por volume.

Devido aos altos valores dos desvios-padrão encontrados para quase todas as variáveis de resposta estudadas, achou-se por bem não empregar metodologias estatísticas como testes de hipótese para análises de média ou variância na análise dos resultados obtidos, uma vez que seus resultados não seriam fidedignos e não representariam acertadamente os fenômenos atuantes na prática. Vale ressaltar que os altos valores de desvios-padrão encontrados são perfeitamente cabíveis neste cenário de ligas de fundição, onde se tem, de fato, grande heterogeneidade entre as partículas dos materiais.

A Tabela 4.7 apresenta os tamanhos médios de grãos para cada liga estudada em cada condição de ensaio proposta. A Figura 4.20 mostra os efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos grãos, enquanto a Figura 4.21 mostra as interações destas em relação ao tamanho médio de grãos das ligas, sendo ambos os gráficos obtidos através do *software* Minitab® 15.

Tabela 4.7: Tamanho médio de grãos para cada condição de ensaio proposta.

Liga	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	Tamanho de Grão (μm)
Al-1,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		99 ± 10
	45	0	100 ± 11
		30	103 ± 12
		90	109 ± 10
		210	114 ± 13
	60	0	106 ± 17
		30	110 ± 12
		90	113 ± 12
		210	116 ± 15
Al-2,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		91 ± 9
	45	0	93 ± 11
		30	97 ± 10
		90	100 ± 8
		210	105 ± 11
	60	0	98 ± 10
		30	100 ± 9
		90	103 ± 12
		210	111 ± 14
Al-4,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		113 ± 23
	45	0	114 ± 13
		30	117 ± 16
		90	118 ± 15
		210	124 ± 13

Tabela 4.7 Tamanho médio de grãos para cada condição de ensaio proposta.

Liga	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	Tamanho de Grão (μm)
Al-4,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	60	0	118 ± 18
		30	121 ± 20
		90	124 ± 16
		210	126 ± 19
Al-7,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		365 ± 74
	45	0	326 ± 40
		30	388 ± 67
		90	404 ± 43
		210	407 ± 57
	60	0	311 ± 52
		30	342 ± 59
		90	365 ± 64
		210	388 ± 67

Nota-se, a partir da Tabela 4.7 que os tamanhos médios de grãos apresentaram tendência crescente desde a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg até a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, confirmando as avaliações qualitativas expostas no item 4.3.1 desde capítulo. Contudo, as ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg apresentaram pequena diferença entre os tamanhos de grãos, com margens insignificantes ante os altos desvios-padrões obtidos. Existe também uma tendência de aumento dos grãos desde a liga fundida até a liga tratada para 210s, o que demonstra claramente os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico.

A Figura 4.20 apresenta os efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos grãos, e pode-se notar que o teor de silício é, maciçamente, a variável de influência que mais impacta no tamanho de grãos. A fração sólida apresentou pouca relevância ante os tamanhos de grãos, bem como os tempos de tratamento térmico, ainda que estes representem uma leve tendência de aumento nos tamanhos de grãos, conforme discutido acima. De fato, a composição da liga é, neste caso, a variável mais influente, de modo que, para teores da ordem de 1,0wt%Si a 4,0wt%Si, praticamente não há alteração do tamanho de grãos das ligas, e para teores entre 4,0wt%Si e 7,0wt%Si, há considerável aumento do tamanho de grãos das ligas, no caso deste trabalho, da ordem de 300%. Pela Figura 4.21, nota-se que não há qualquer interação entre as variáveis de influência no tamanho médio de grãos das ligas estudadas, ou seja, não há

qualquer alteração na tendência de comportamento dos tamanhos médios de grãos mesmo que duas variáveis de influência sejam concomitantemente alteradas, de modo que estes sempre apresentarão comportamento semelhante dentro das condições de ensaio adotadas.

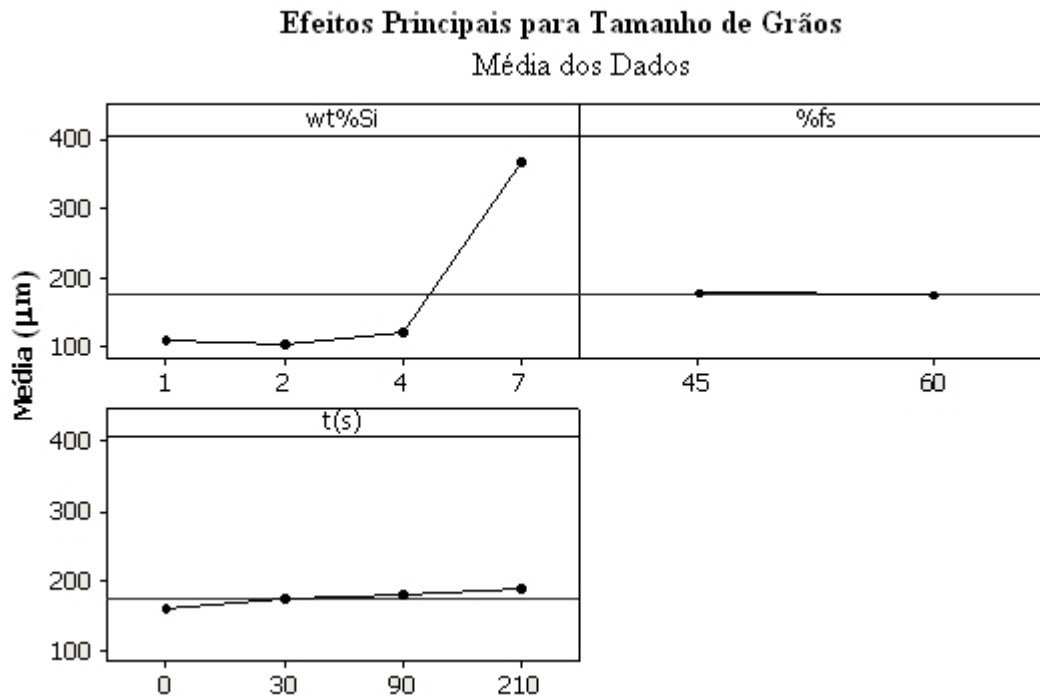


Figura 4.20: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos grãos, obtidos através do *software* Minitab® 15.

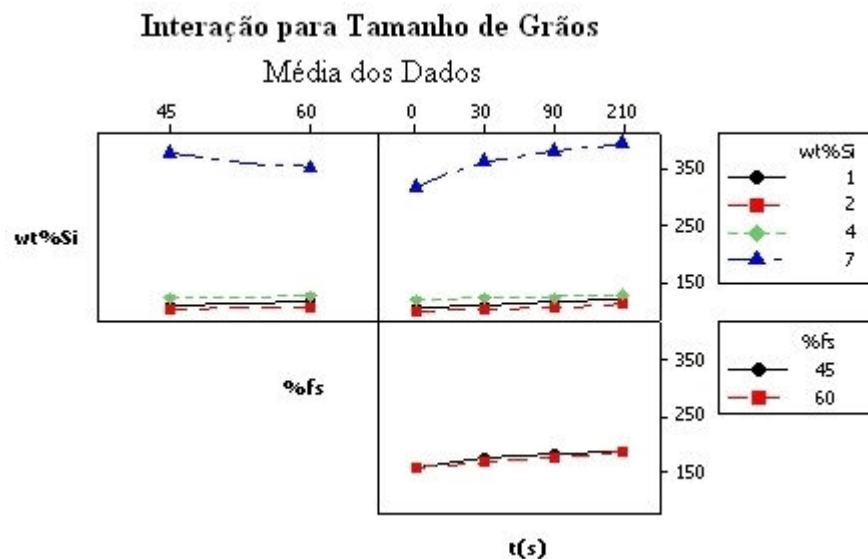


Figura 4.21: Gráficos das interações entre as variáveis de influência em relação ao tamanho médio dos grãos, obtidos através do *software* Minitab® 15.

A Tabela 4.8 apresenta os tamanhos médios de glóbulo primário e os valores do fator de forma para todas as ligas estudadas em cada condição de ensaio proposta.

Tabela 4.8 Tamanho médio de glóbulo primário e fator de forma para cada condição de ensaio proposta.

Liga	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	Tamanho de Glóbulo Primário (μm)	Fator de Forma
Al-1,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		55 ± 4	$0,46 \pm 0,14$
	45	0	54 ± 10	$0,47 \pm 0,17$
		30	64 ± 13	$0,47 \pm 0,15$
		90	71 ± 13	$0,50 \pm 0,16$
		210	78 ± 14	$0,52 \pm 0,17$
	60	0	58 ± 6	$0,48 \pm 0,16$
		30	66 ± 8	$0,50 \pm 0,14$
		90	73 ± 9	$0,50 \pm 0,15$
		210	79 ± 12	$0,52 \pm 0,16$
Al-2,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		59 ± 6	$0,54 \pm 0,17$
	45	0	54 ± 6	$0,64 \pm 0,13$
		30	58 ± 7	$0,67 \pm 0,12$
		90	61 ± 4	$0,67 \pm 0,12$
		210	72 ± 8	$0,68 \pm 0,13$
	60	0	61 ± 7	$0,65 \pm 0,14$
		30	67 ± 6	$0,66 \pm 0,13$
		90	68 ± 5	$0,68 \pm 0,12$
		210	73 ± 7	$0,70 \pm 0,12$
Al-4,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		86 ± 24	$0,55 \pm 0,12$
	45	0	75 ± 11	$0,67 \pm 0,10$
		30	78 ± 10	$0,67 \pm 0,10$
		90	86 ± 14	$0,67 \pm 0,08$
		210	89 ± 15	$0,68 \pm 0,09$
	60	0	92 ± 13	$0,67 \pm 0,10$
		30	97 ± 20	$0,68 \pm 0,09$
		90	100 ± 14	$0,68 \pm 0,07$
		210	102 ± 18	$0,71 \pm 0,08$
Al-7,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		106 ± 33	$0,29 \pm 0,24$
	45	0	101 ± 29	$0,33 \pm 0,19$
		30	109 ± 13	$0,36 \pm 0,23$
		90	120 ± 33	$0,37 \pm 0,21$
		210	130 ± 23	$0,40 \pm 0,18$
	60	0	112 ± 21	$0,29 \pm 0,23$
		30	132 ± 26	$0,34 \pm 0,21$
		90	155 ± 40	$0,37 \pm 0,22$
		210	163 ± 36	$0,41 \pm 0,20$

A Tabela 4.8 demonstra, do mesmo modo observado para os dados da Tabela 4.7, um aumento no tamanho dos glóbulos primários desde a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg até a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, e também desde o tempo de tratamento de 0s até o tempo de 210s. Em relação ao fator de forma, percebe-se que existe um claro aumento da circularidade na microestrutura das ligas com 2,0wt%Si em relação às ligas com 1,0wt%Si, o que pôde ser observado qualitativamente no item 4.3.1 deste capítulo. Esta se manteve praticamente igual para as ligas com 4,0wt%Si, porém com desvios-padrão significativamente menores, cerca de 4% a 5% menores que os encontrados para as ligas com 2,0wt%Si – entende-se este fato como um indicativo de que, apesar de não haver grandes ganhos em termos de circularidade para o aumento do teor de silício de 2,0wt%Si até 4,0wt%Si, ganha-se com uma maior homogeneidade microestrutural das ligas, fato que deve ser de suma importância para um bom comportamento durante a compressão a quente.

A Figura 4.22 apresenta os efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos glóbulos primários, enquanto a Figura 4.23 mostra os efeitos principais destas sobre o fator de forma.

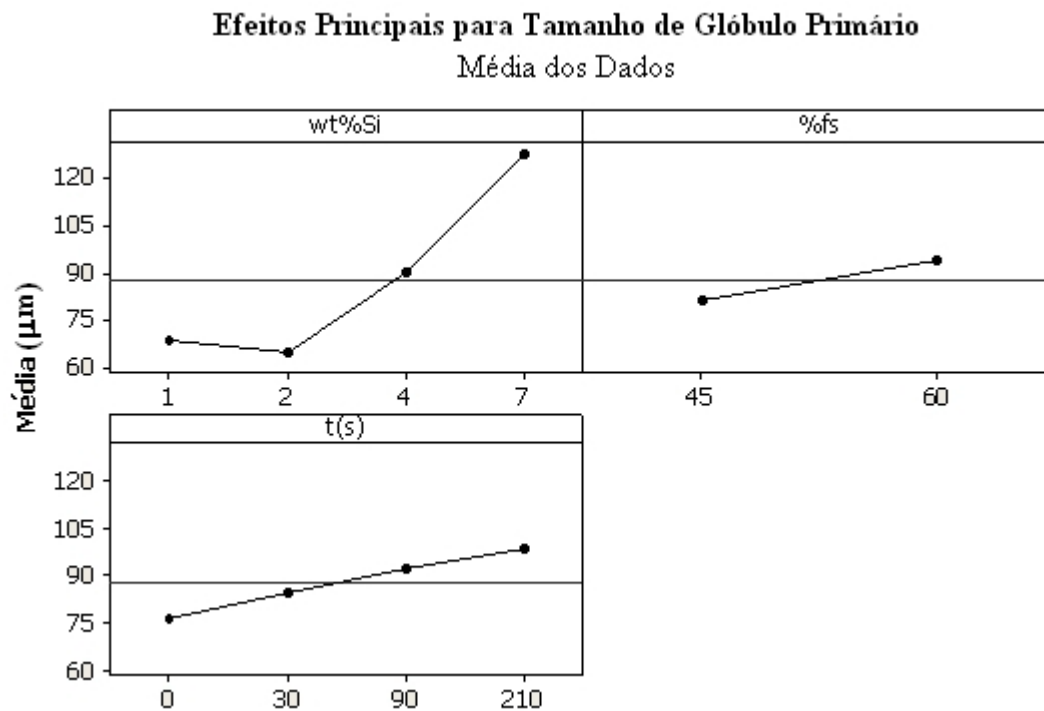


Figura 4.22: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o tamanho médio dos glóbulos primários, obtidos através do *software* Minitab® 15.

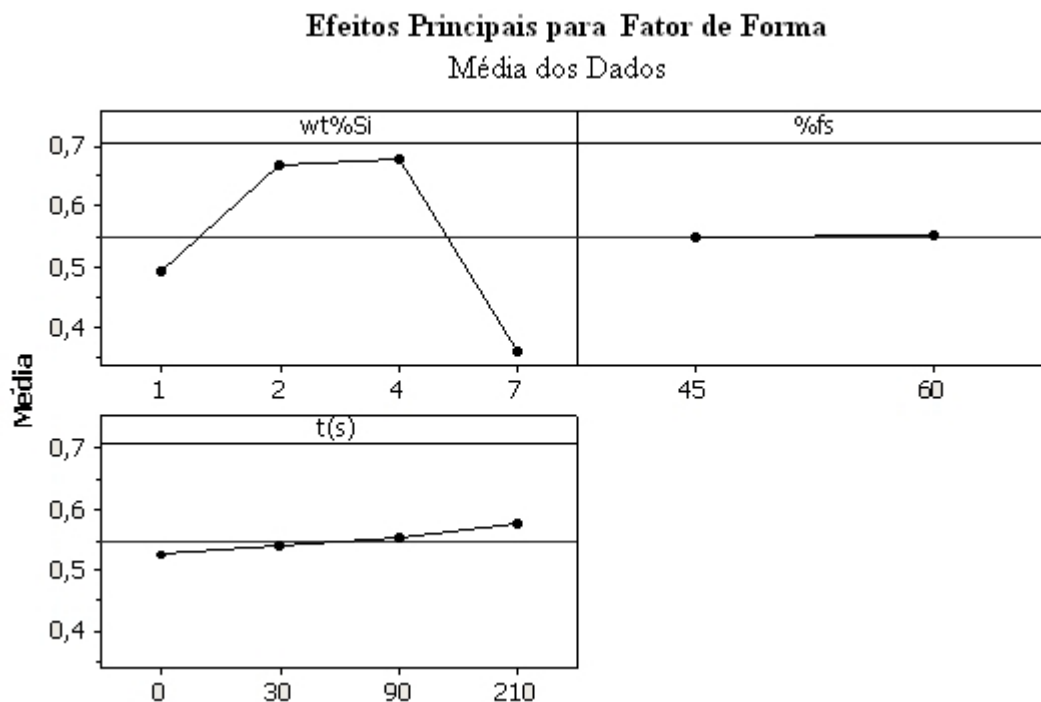


Figura 4.23: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre o fator de forma, obtidos através do *software* Minitab® 15.

A Figura 4.22 mostra que os aumentos do tamanho de glóbulo primário são, semelhantemente aos tamanhos de grãos, mais primordialmente afetados pelos teores de silício, de forma que estes crescem consideravelmente conforme se aumenta o teor de silício nas ligas, consoante já explicado, pelo gradativo efeito inibidor que o silício exerce sobre o refinador de grãos Al–5,0wt%Ti–1,0wt%B.

Porém aqui parece existir também influência tanto da fração sólida considerada quanto do tempo de tratamento térmico praticado, sendo que ambas as variáveis de influência apresentam clara tendência de propiciar o aumento do tamanho de glóbulos primários das ligas. Ficam, portanto, mais claros os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening* no aumento do tamanho de glóbulos primários, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico. A maior fração sólida, 60%, proporciona maiores glóbulos primários em relação à $f_s=45\%$ devido aos fenômenos de coalescência, que são altamente favorecidos por maiores frações sólidas, uma vez que existe maior contato entre as partículas sólidas.

Está clara, para uma análise precisa da tixotrofia de ligas metálicas, a importância não apenas de uma caracterização em termos de microestrutura, mas também da

caracterização macroestrutural das mesmas, tendo em vista que ambas as práticas expõem ópticas diferentes e complementares na direção de um melhor entendimento acerca destes processos.

Já a Figura 4.23 demonstra que o fator de forma é significativamente afetado pelo teor de silício das ligas, porém quase não sofre alterações em decorrência do aumento da fração sólida de $f_s=45\%$ para $f_s=60\%$; os tempos de tratamento térmico implicaram em ligeiro avanço da circularidade das amostras, com acréscimos de cerca de 20% do tempo de 0s para o tempo de 210s. Conforme observado no item 4.3.1 deste capítulo, as ligas com teores entre 4,0wt%Si e 7,0wt%Si apresentaram-se dendríticas, o que resultou em circularidades muito baixas, entre 0,30 e 0,40. Já as ligas com teores entre 2,0wt%Si e 4,0wt%Si mostraram muito melhor desempenho, com microestruturas com glóbulos primários bastante globularizados, e sua circularidade girou em torno de 0,70. Para as ligas com teores entre 1,0wt%Si e 2,0wt%Si, a baixíssima fração de eutético presente na microestrutura gerou muitas interconexões entre os glóbulos primários, o que elevou a circularidade para patamares da ordem de 0,50, ainda que a estrutura de glóbulos primários tenha se apresentado bastante globular.

As Figuras 4.24 e 4.25 apresentam, respectivamente, as interações entre as variáveis de influência em relação ao tamanho médio de glóbulos primários e fator de forma das ligas estudadas.

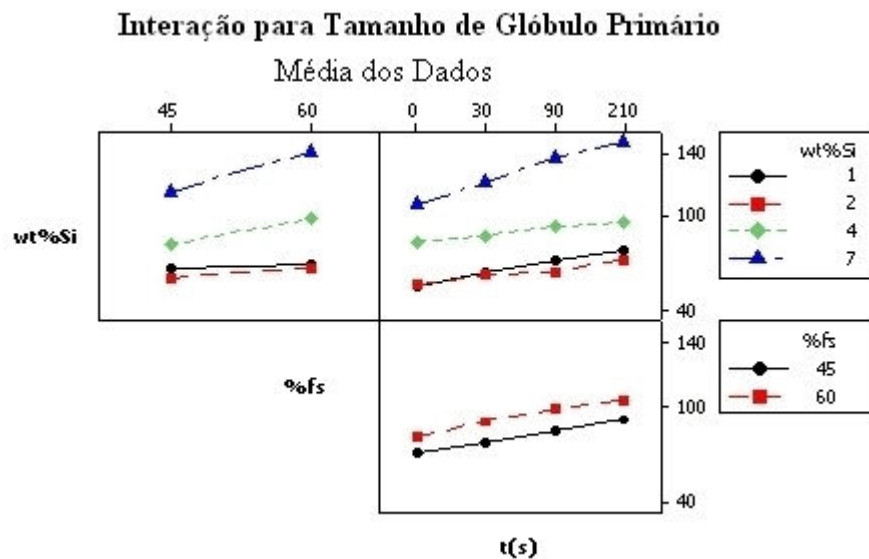


Figura 4.24: Gráficos das interações entre as variáveis de influência em relação ao tamanho médio dos glóbulos primários, obtidos através do *software* Minitab® 15.

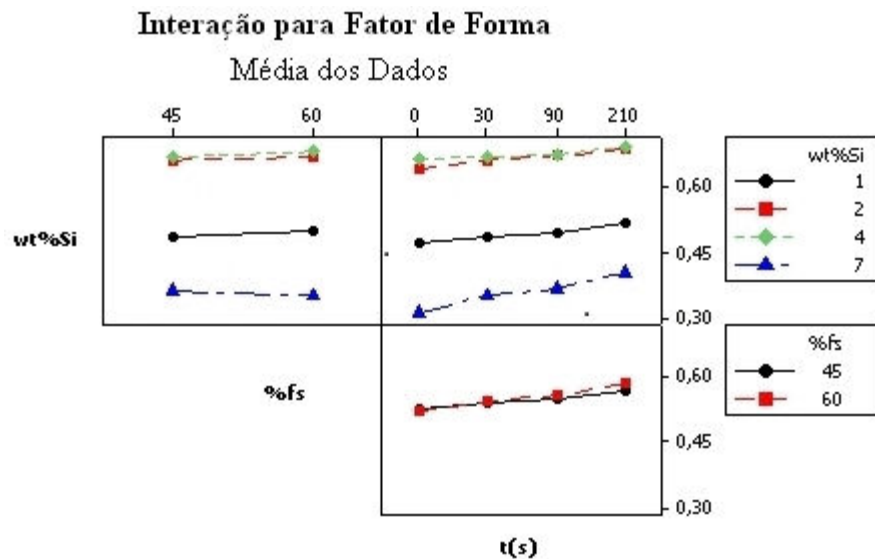


Figura 4.25: Gráficos das interações entre as variáveis de influência em relação ao fator de forma, obtidos através do *software* Minitab® 15.

Nota-se que não há qualquer interação entre as variáveis de influência tanto em relação ao tamanho médio dos glóbulos primários quanto em relação ao fator de forma das ligas estudadas. Igualmente aponta-se o aumento do tamanho dos glóbulos primários e a diminuição dos valores de circularidade como função majoritária do aumento dos teores de silício na composição das ligas, destacando também a contribuição do aumento da fração sólida e tempos de tratamento térmico no tamanho final nos glóbulos primários.

A Tabela 4.9 apresenta os valores de RQI para cada liga estudada em cada condição de ensaio proposta. Vale ressaltar que o RQI é dado pelo quociente entre o tamanho da partícula primária e o tamanho do grão, ou seja, razão entre a macro e a microestrutura do material; assim sendo, quanto mais próximo de “1” for o valor do índice, mais o tamanho de grão é igual ao tamanho de glóbulo, fato que implica em uma estrutura menos complexa e mais globular.

Tabela 4.9: RQI para cada condição de ensaio proposta.

Liga	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	<i>Rheocast Quality Index (RQI)</i>
Al-1,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	Fundida		0,25
	45	0	0,25
		30	0,29
		90	0,32
		210	0,36

Tabela 4.9: RQI para cada condição de ensaio proposta.

Liga	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	<i>Rheocast Quality Index (RQI)</i>
Al–1,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	60	0	0,26
		30	0,30
		90	0,32
		210	0,36
Al–2,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	Fundida		0,35
	45	0	0,37
		30	0,41
		90	0,41
		210	0,46
	60	0	0,40
		30	0,44
		90	0,45
		210	0,46
Al–4,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	Fundida		0,42
	45	0	0,44
		30	0,44
		90	0,49
		210	0,49
	60	0	0,53
		30	0,54
		90	0,55
		210	0,57
Al–7,0wt%Si– 2,5wt%Cu–0,5wt%Mg	Fundida		0,08
	45	0	0,10
		30	0,10
		90	0,11
		210	0,13
	60	0	0,10
		30	0,13
		90	0,16
		210	0,17

Nota-se, a partir da Tabela 4.9, que as ligas Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg e Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg foram as que obtiveram melhor desempenho em relação ao RQI, sendo que a liga Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg apresentou valores de RQI da ordem de 0,40 a 0,45 e a liga Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, da ordem de 0,45 a 0,55. A liga Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, com estruturas demasiado dendríticas, apresentou, como era de se esperar, RQI baixíssimo, em torno de 0,10 a 0,15, fruto de estruturas extremamente complexas e nada globulares. Por fim, a liga Al–1,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg apresentou

um valor intermediário de RQI, na faixa de 0,30 a 0,35, primordialmente devido às facilidades de aglomeração da fase primária em função dos efeitos de coalescimento.

A Figura 4.26 mostra os efeitos principais das variáveis de influência sobre RQI, enquanto a Figura 4.27 apresenta as interações destas em relação à variável de resposta. Nota-se que, mais uma vez, o teor de silício é o principal agente de influência no RQI, enquanto f_s e os tempos de tratamento térmico exercem influência minoritária. Apesar disso, existe uma ligeira tendência de aumento dos valores de RQI quando se aumenta o tempo de tratamento térmico, o que comprova os efeitos crescentes de globularização decorrentes do tempo de permanência de cada liga.

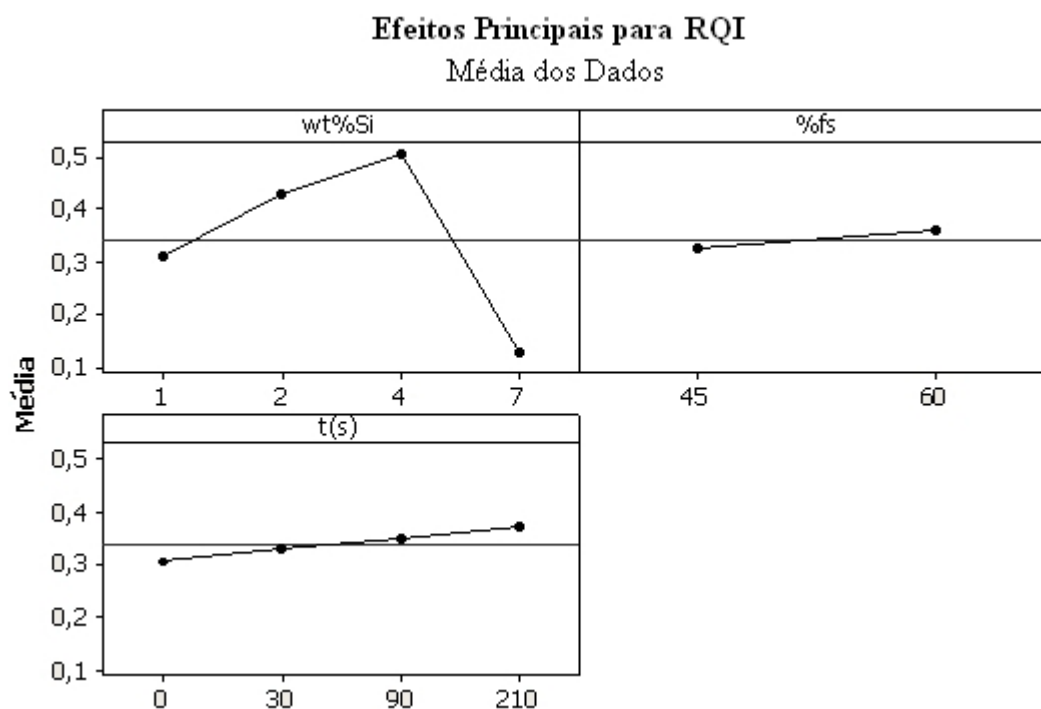


Figura 4.26: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre RQI, obtidos através do *software* Minitab® 15.

Como o RQI é um índice que, conforme já dito, mede o grau de homogeneidade e globularização das ligas traçando um paralelo entre a macroestrutura e a microestrutura destas, é natural que siga a mesma tendência apresentada para as informações de tamanhos de grãos, tamanhos de glóbulo primário e fator de forma, ou seja, influência majoritária dos teores de silício, sendo as ligas com 2,0wt%Si e 4,0wt%Si com melhor desempenho e pouca influência das variáveis fração sólida e tempo de tratamento térmico. De maneira geral, alguns fenômenos comuns, todos já abordados durante as discussões deste item, explicam todas estas considerações.

É importante ressaltar que apenas caracterizações da macroestrutura, microestrutura ou circularidade não são, como se pôde observar, conclusivas acerca de quais condições representam as melhores situações de trabalho para o material estudado. Conforme Zoqui (2001), em geral, a estrutura reofundida que apresentar o menor tamanho de grão, o menor, mais homogêneo e mais esferóide glóbulo da fase primária, apresentará a melhor conformabilidade no estado pastoso.

A Figura 4.27 mostra que não há qualquer interação entre as variáveis de influência no valor do índice RQI, ressaltando o melhor desempenho da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, seguida pela liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, respectivamente.

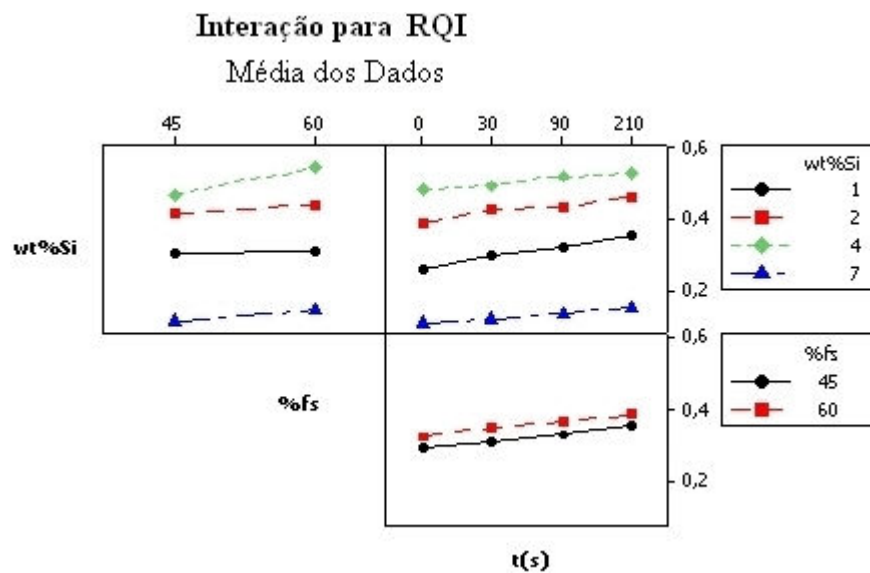


Figura 4.27: Gráficos das interações entre as variáveis de influência em relação ao RQI, obtidos através do *software* Minitab® 15.

4.4. Ensaio de compressão a quente

A apresentação dos ensaios de compressão a quente compreendem as soluções gráficas das curvas de deformação *versus* tensão e taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente de acordo com os resultados adquiridos diretamente dos dados de força, tempo e deslocamento obtidos como saída para os ensaios de compressão a quente. Primeiramente serão apresentadas as curvas de deformação *versus* tensão para cada caso, seguido das curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente. Por fim, as caracterizações analíticas, apresentando as tensões e viscosidades médias para cada caso, com os respectivos estudos estatísticos e implicações.

4.4.1. Tensão

Os estudos das tensões médias e tensões máximas de trabalho das ligas é fundamental, entre outros motivos, para o dimensionamento de ferramental para conformação destas. Neste tópico serão discutidos, qualitativamente, os gráficos de deformação *versus* tensão resultantes dos ensaios de compressão a quente para cada condição de ensaio proposta, de acordo com as Equações 2.2 e 2.3 do item 2.4, Capítulo 02. A Figura 4.28 apresenta as curvas de deformação *versus* tensão das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s, para $f_s = 45\%$.

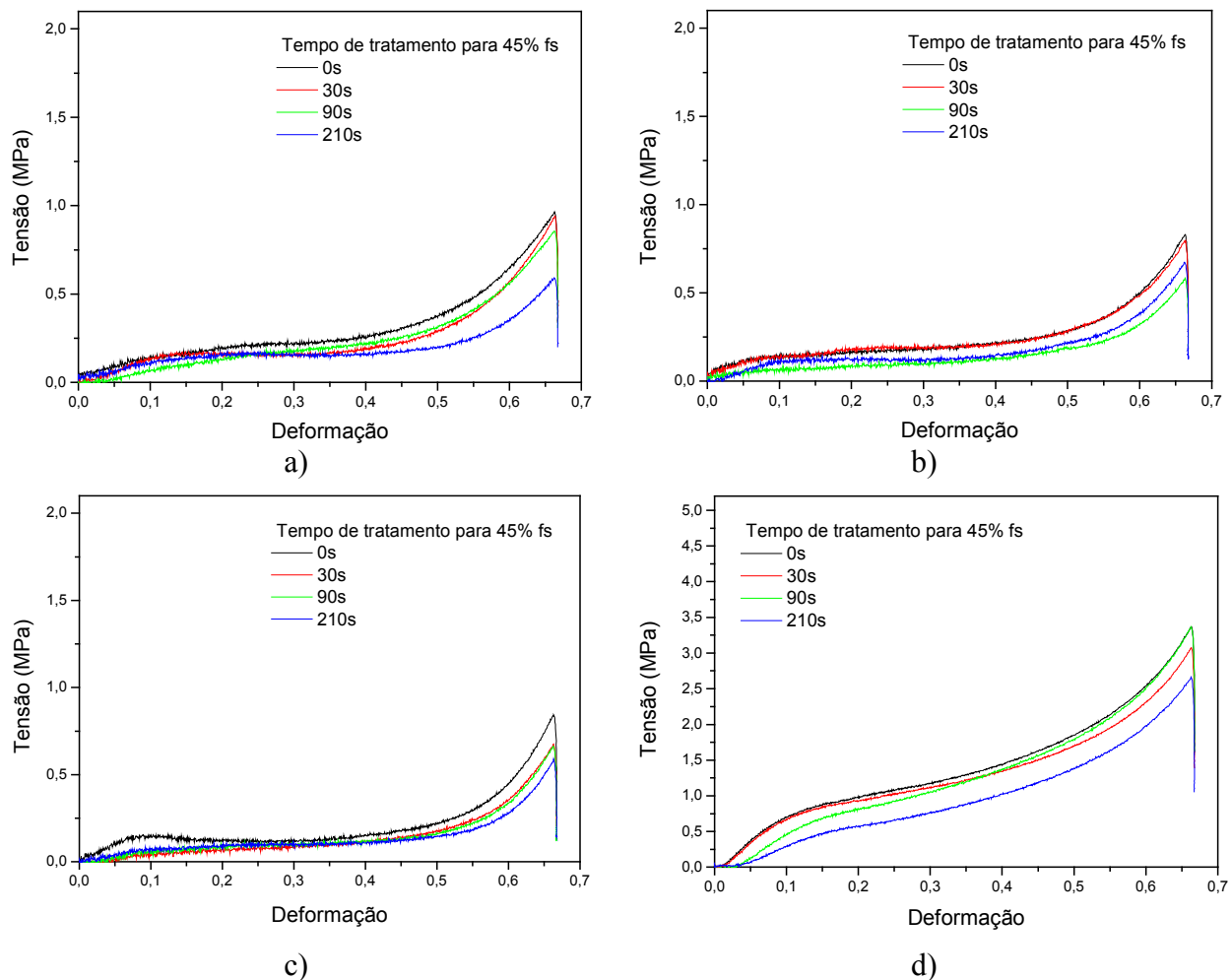


Figura 4.28: Curvas da deformação *versus* tensão das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45 % de fração sólida: a) Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; b) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

É possível notar que, para as curvas da Figura 4.28, baixíssimos valores de tensão foram observados, principalmente para as ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg. Os tempos de tratamento térmico parecem ser determinantes para a avaliação da tensão das ligas, de forma que há uma aparente queda nos valores de tensão conforme a evolução morfológica das ligas, diminuindo gradativamente desde o tempo de 0s até o tempo de 210s. Tal fato acontece devido aos fenômenos já descritos no item 4.3.3 deste capítulo, onde maiores tempos de tratamento térmico implicaram em estruturas com maiores circularidades e maiores valores de RQI, o que se traduz em um melhor comportamento durante o escoamento nos testes de compressão a quente.

Os picos finais presentes em todas as curvas, iniciando para uma deformação de cerca de 0,5, são explicados pelo modelo proposto por Kang, Choi e Kim (1999), para o qual, a certo ponto da compressão, após a fase líquida ser primeiramente expulsa para a periferia, começa a haver contato entre as partículas sólidas da amostra, e a conseqüente deformação destas, causando assim grande aumento na tensão de escoamento das ligas

Cabe, entretanto, uma ressalva em relação à Figura 4.28b, para a qual o tempo de tratamento térmico de 210s gerou valores de tensão sutilmente maiores que o tempo de 90s – isto se deve aos efeitos de coalescimento dos grãos devido aos longos tempos de permanência a altas temperaturas, o que cria grãos maiores e contribui para o aumento da tensão das ligas durante a compressão. Já a Figura 4.28d, que representa as ligas Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, apesar de apresentar comportamento análogo ao descrito para todas as outras ligas, não apresenta um patamar constante de escoamento, mas sim valores crescentes que chegam a ser, em média, cinco vezes maiores que os encontrados para as ligas com 1,0wt%Si, 2,0wt%Si ou 4,0wt%Si. Isto se explica pelo fato da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg ter se mantido com estrutura muito mais próxima da dendrítica do que da globular para todas as condições de ensaio, como se viu no item 4.3.3 deste trabalho, o que resultou em valores demasiadamente elevados de tensão em comparação com as demais ligas empregadas neste trabalho.

A Figura 4.29 apresenta as curvas de deformação *versus* tensão das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-

0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s, para 60% de fração sólida.

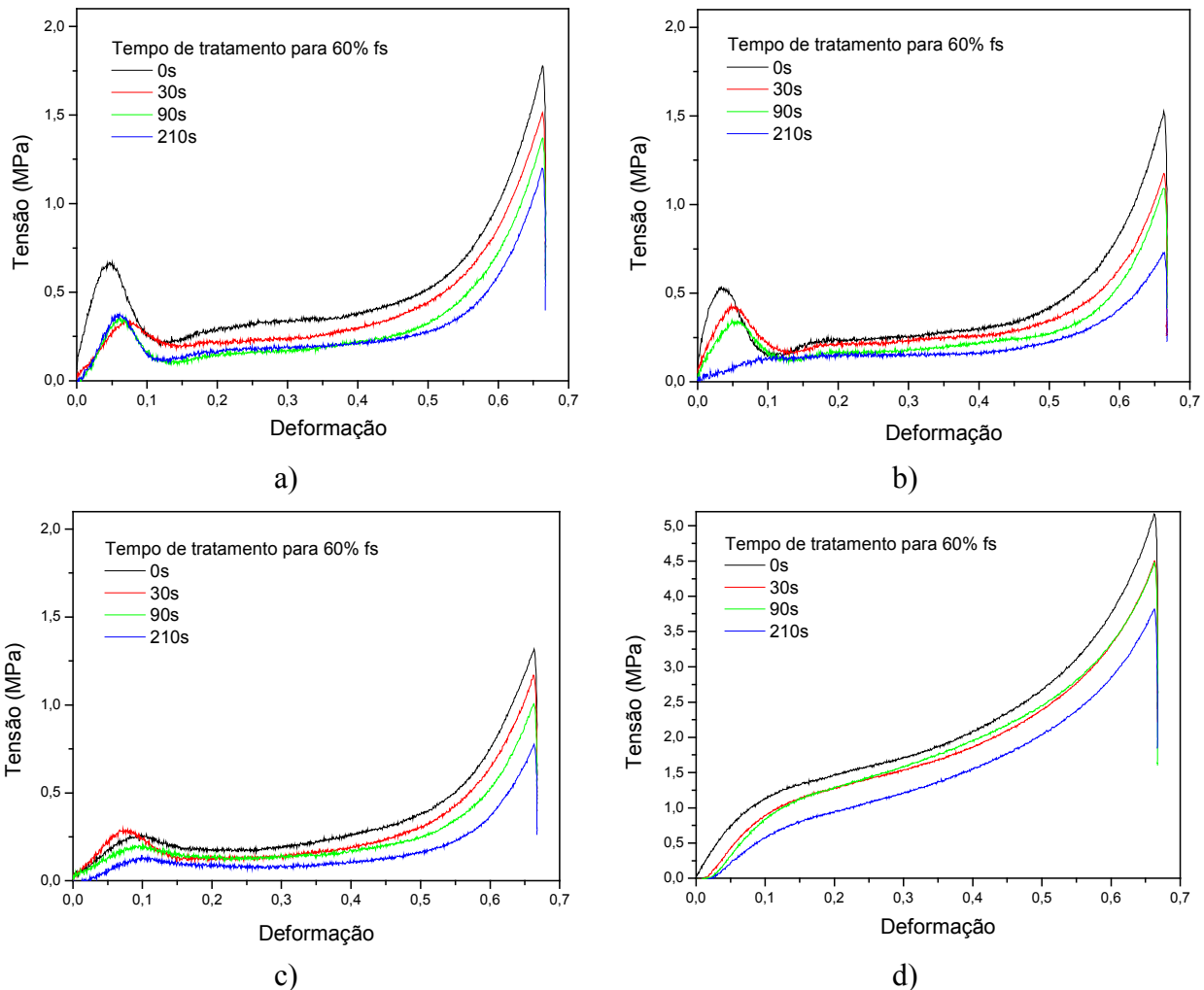


Figura 4.29: Curvas da deformação *versus* tensão das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60 % de fração sólida: a) Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; b) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

A fração sólida de 60% apresenta valores de tensão ligeiramente superiores em relação à fração sólida de 45%, o que se explica pela maior presença de fase sólida na estrutura das ligas e, conseqüentemente, maior resistência ao escoamento, já que a deformação da fase sólida demanda muito maior energia que a deformação da fase líquida. De maneira análoga à Figura 4.28d, a Figura 4.29d igualmente não apresenta patamar constante de escoamento, e, por sua vez, valores crescentes que, em média, chegam a ser até oito vezes maiores que os encontrados para as demais ligas. Nota-se, também, a existência dos picos finais presentes em todas as curvas da Figura 4.28,

porém, pode-se perceber que tais são mais pronunciados para as curvas relativas à fração sólida de 60%, uma vez que, por conterem maior quantidade de sólido, logicamente hão de apresentar maior resistência à deformação durante o ensaio de compressão a quente.

Outro ponto de destaque são os picos iniciais existentes para a curva relativa à fração sólida de 60%, todos ocorrendo antes da deformação de 0,1, ou seja, logo no início da compressão. Trata-se de uma resistência inicial que o material apresenta devido a uma rede tridimensional de partículas sólidas globulares que se constrói por todo o material, a partir da qual o semi-sólido suporta seu próprio peso e pode ser manuseado com um sólido (ATKINSON, 2005). Por apresentar maior concentração de fase sólida, e, por conseguinte, um esqueleto de partículas sólidas globulares mais complexo permeando sua estrutura, as curvas da Figura 4.29 apresentam picos muito mais pronunciados, ou seja, uma maior inércia ao escoamento quando do início da compressão.

Por fim, confrontando as curvas das Figuras 4.28 e 4.29, nota-se que existe uma ligeira queda nos valores das tensões desde a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg até a liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, para ambas as figuras, fato que se explica igualmente pelos resultados apresentados no item 4.3.3 deste capítulo, ou seja, melhor desempenho em termos de circularidade e RQI, mas também devido à maior presença de fase eutética na pasta viscosa, que servirá de lubrificante para o escoamento das partículas sólidas de fase primária. Tal comparação não serve para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, pois esta, apesar da grande quantidade de fase eutética presente na estrutura semi-sólida, apresentou péssimo desempenho em relação aos parâmetros circularidade e RQI, mostrando-se ineficiente em relação às demais ligas estudadas nesta dissertação. Tal constatação confirma a hipótese de que a influência dos parâmetros estruturais sobre o desempenho das ligas em termos de tensão é muito mais efetiva do que a composição química e quantidade de segunda fase presente.

4.4.2. Viscosidade aparente

Nesta etapa do trabalho será discutido, qualitativamente, o comportamento viscoso das ligas em função da taxa de cisalhamento, resultantes dos ensaios de compressão a quente para cada condição de ensaio proposta, de acordo com as Equações 2.4, 2.5 e 2.6 descritas no item 2.4 do Capítulo 02.

As Figuras 4.30 e 4.31 apresentam as curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, para as frações sólidas de 45% e 60%, respectivamente.

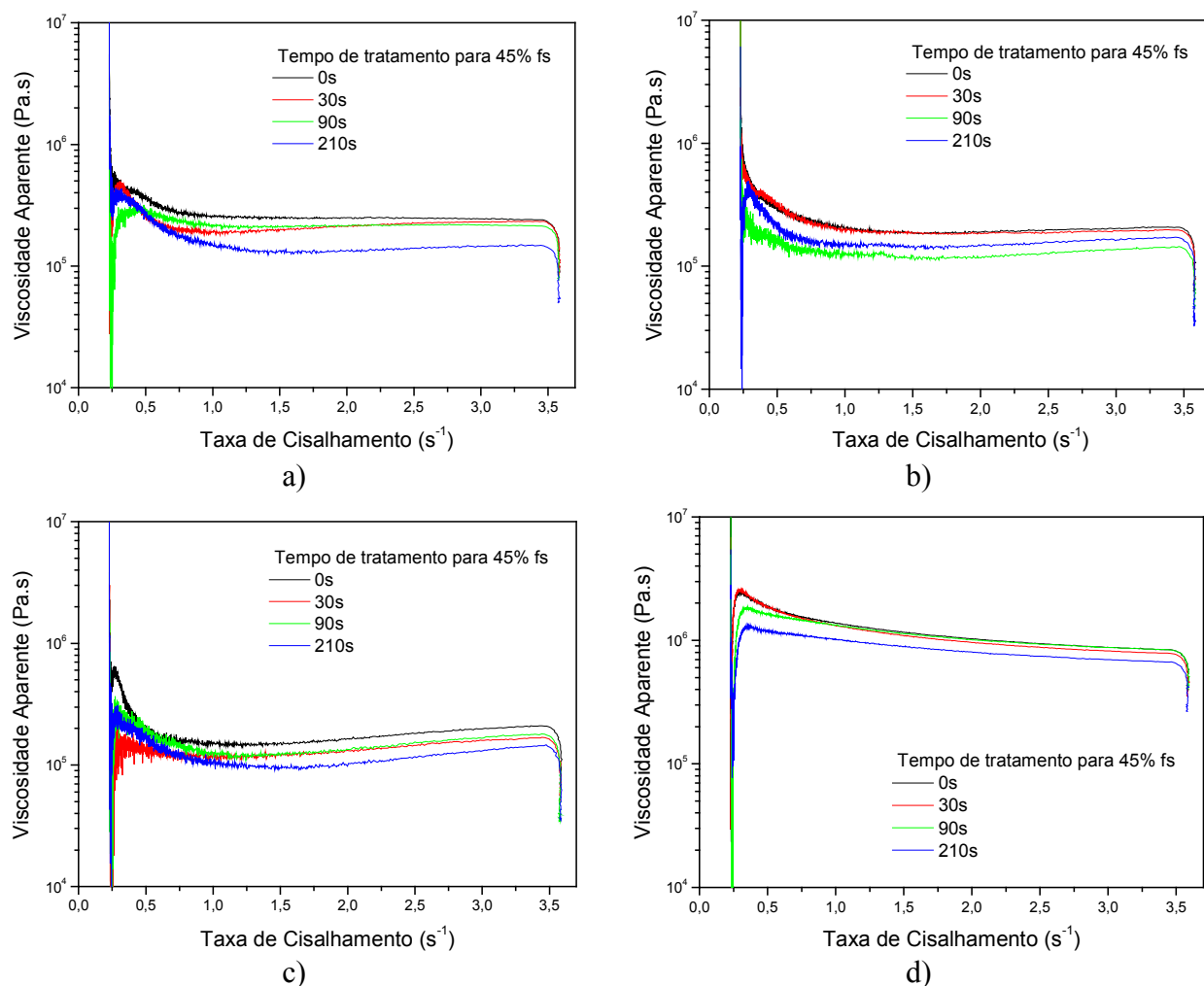


Figura 4.30: Curvas da taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45 % de fração sólida: a) Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; b) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

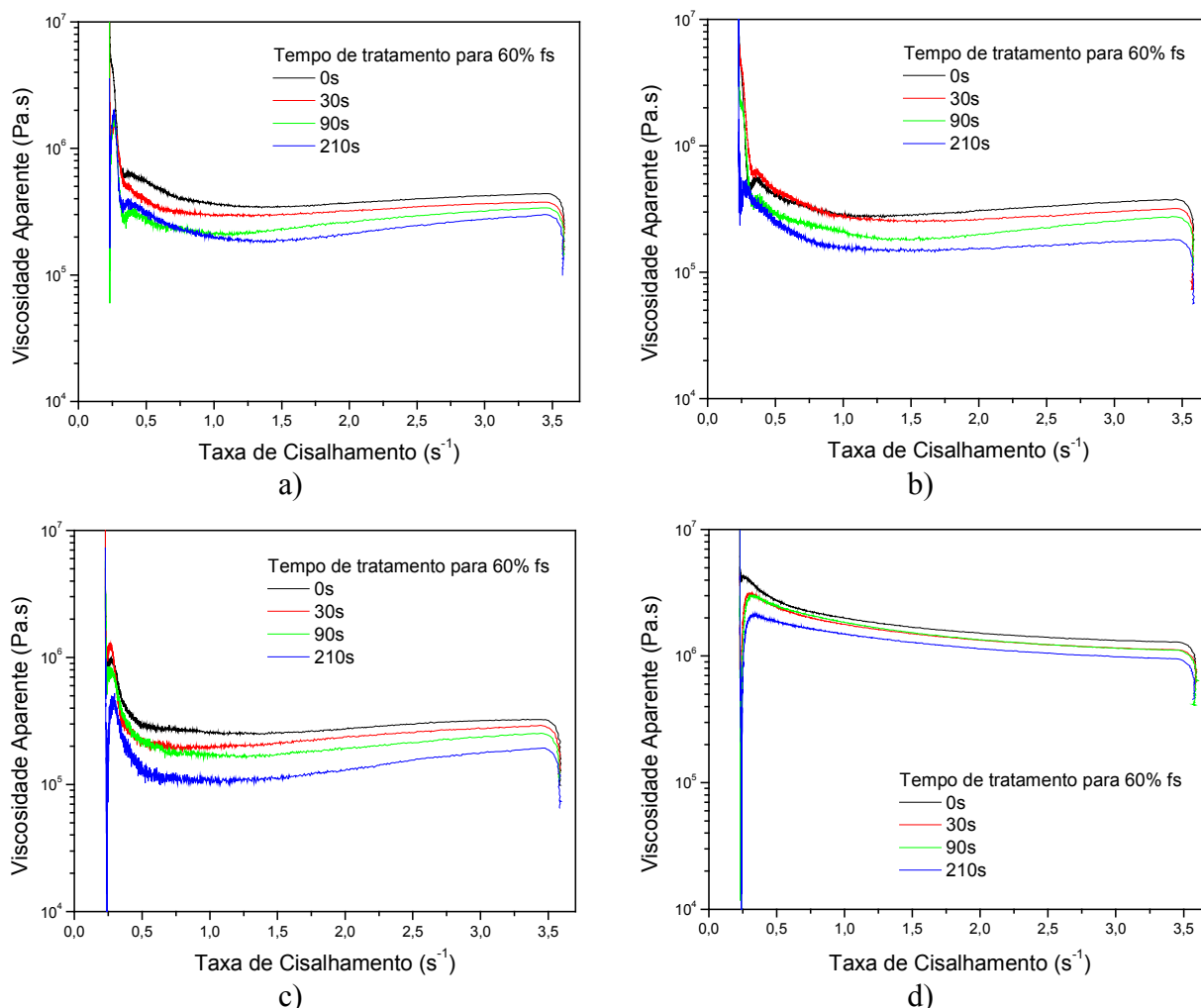


Figura 4.31: Curvas da taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60 % de fração sólida: a) Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; b) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg; d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

De maneira geral, tais figuras apresentaram características muito semelhantes às já discutidas para as curvas das Figuras 4.28 e 4.29, onde se vê claramente uma queda gradativa nos valores de viscosidade aparente para os maiores tempos de tratamento térmico, bem como quedas, ainda que sutis, em relação à diminuição da fração sólida de 60% para 45%. Os picos iniciais das curvas remetem à resistência do material devido ao esqueleto tridimensional de partículas sólidas. A mesma ressalva feita para a Figura 4.28b vale também neste caso para a Figura 4.30b, para a qual o tempo de tratamento térmico de 210s gerou valores de viscosidade aparente sutilmente maiores que o tempo de 90s – isto se deve, da mesma maneira observada para as discussões sobre tensão, aos efeitos de coalescimento dos grãos devido aos longos tempos de

permanência a altas temperaturas, o que cria grãos maiores e contribui para o aumento da viscosidade aparente das ligas durante os ensaios de compressão.

As Figuras 4.30d e 4.31d, referentes à liga Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, apresentaram valores de viscosidade aparente exageradamente maiores que os encontrados para as demais ligas, chegando a ser, em algumas situações, até dez vezes maiores – analogamente ao ocorrido com as tensões, aqui a ineficiente globularização decorrente dos altos teores de silício é a grande responsável por tais elevados valores de viscosidade aparente destas ligas – novamente se tem que a morfologia globular é o fator chave para os menores valores de viscosidade.

Um caráter importante observado para todas as curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente é o patamar constante no qual a viscosidade aparente permanece quando do aumento da taxa de cisalhamento, principalmente entre os pontos relativos ao cisalhamento de $1,0s^{-1}$ a $3,0s^{-1}$. Em tal patamar o material comporta-se como um fluido newtoniano, ou seja, sua viscosidade permanece constante mesmo com a variação do cisalhamento – tal fenômeno já fora relatado por Zoqui (2001), quando observou que quanto maior o caráter globular do material semi-sólido ensaiado, menor será a queda da viscosidade aparente em função do aumento das taxas de cisalhamento. Vale destacar que, apesar do nítido patamar apresentado, as curvas relativas à liga Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg foram as únicas que apresentaram tendência de crescimento com o aumento das taxas de cisalhamento, devido novamente à sua estrutura dendrítica com baixíssimos valores de RQI.

4.4.3. Caracterização analítica da compressão a quente

Na sequência da caracterização das ligas metálicas desenvolvidas neste trabalho, as caracterizações analíticas englobam as quantificações dos valores da tensão média e tensão máxima de cada liga em cada condição de ensaio, bem como da viscosidade aparente média. Os valores considerados médios foram adotados como sendo uma média entre os valores mínimos e máximos apresentados em cada patamar de cada curva, tendo sido estes medidos, nas curvas de deformação *versus* tensão, nos pontos relativos à deformação igual a 0,2 e 0,6, e nas curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente, nos pontos relativos à taxa de cisalhamento igual a $1,0s^{-1}$ e $3,0s^{-1}$.

Segundo o planejamento fatorial apresentado no item 3.5 do Capítulo 03, com auxílio do *software* Minitab® 15 empreendeu-se uma análise gráfica dos efeitos principais e interações entre as variáveis de influência pré-determinadas, teor de Si, fração sólida e tempo de tratamento térmico, e as variáveis de resposta estipuladas para as caracterizações analíticas dos ensaios de compressão a quente, a saber, tensão média, tensão máxima e viscosidade aparente das ligas estudadas. Por motivos análogos aos já mencionados para a análise estatística dos dados macro e microestruturais, nenhuma outra metodologia estatística, como testes de hipótese para análises de média ou variância, foi empregada na análise dos resultados obtidos.

A Tabela 4.10 apresenta os valores de tensões médias e máximas para cada liga estudada em cada condição de ensaio proposta.

Tabela 4.10: Tensão média e tensão máxima das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

Ligas	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	Tensão Média (MPa)	Tensão Máxima (MPa)
Al-1,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	45	0	0,29	0,97
		30	0,22	0,94
		90	0,22	0,86
		210	0,18	0,59
	60	0	0,41	1,78
		30	0,33	1,51
		90	0,23	1,37
		210	0,22	1,20
Al-2,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	45	0	0,22	0,83
		30	0,22	0,79
		90	0,13	0,58
		210	0,17	0,67
	60	0	0,33	1,53
		30	0,28	1,17
		90	0,22	1,10
		210	0,19	0,73
Al-4,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	45	0	0,17	0,84
		30	0,12	0,68
		90	0,12	0,66
		210	0,11	0,59
	60	0	0,28	1,32
		30	0,22	1,17
		90	0,19	1,01
		210	0,13	0,78

Tabela 4.10: Tensão média e tensão máxima das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

Ligas	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	Tensão Média (MPa)	Tensão Máxima (MPa)
Al-7,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	45	0	1,42	3,37
		30	1,32	3,08
		90	1,30	3,35
		210	0,98	2,66
	60	0	2,06	5,16
		30	1,83	4,50
		90	1,86	4,47
		210	1,49	3,82

É possível observar, pela Tabela 4.10, que os valores médios e máximos das tensões apresentaram tendência de queda para todas as situações em todas as ligas estudadas, exceção feita à liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratada para 210s e fração sólida de 45%, onde ocorreu um aumento de cerca de 30% – efeitos de coalescência associados a longos tempos de tratamento térmico, criando assim grãos maiores e contribuindo para o aumento da tensão das ligas durante a compressão, explicam tal fenômeno.

Vê-se, também, que existe uma clara tendência de queda nos valores de tensão desde a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg até a liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg – neste sentido, segue-se a lógica apresentada durante todo este trabalho, ou seja, grãos e glóbulos menores e mais homogêneos apresentam melhores características de escoamento, o que se reflete em menores valores de tensões média e máxima nas ligas ensaiadas. A liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg chega a apresentar tensões até 50% menores que as encontradas para a liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

As Figuras 4.32 e 4.33 mostram os efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão média e máxima, respectivamente, enquanto as Figuras 4.34 e 4.35 mostram as interações destas em relação às tensões médias e máximas. Pelas Figuras 4.32 e 4.33, nota-se que o teor de silício é, de fato, a variável de influência mais relevante tanto para as tensões médias quanto para as máximas. Existe um considerável aumento das tensões quando se eleva os teores até próximos a 7wt%Si, chegando a valores médios da ordem de 400%. Percebe-se que quase não há alterações nos valores das tensões para as ligas com Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, de forma que parece haver aqui um ponto ótimo em termos de

composição das ligas, uma vez que as ligas com teores menores que 2,0wt%Si ou maiores que 4,0wt%Si apresentaram valores de tensão média e máxima substancialmente maiores. A fração sólida age igualmente no sentido de aumentar as tensões das ligas, exibindo tendências crescentes devido aos fatores acima discutidos; já o tempo de tratamento térmico, também relevante neste caso, mostra tendência clara de diminuição das tensões conforme é aumentado.

Ainda em relação aos tempo de tratamento térmico, nota-se que não existem variações significativas em relação aos valores de tensão para os tempos de 30s e 90s, o que deixa indícios de que ambos os tempos são intermediários e insuficientes para uma globularização efetiva da microestrutura, uma vez que os tempos de 210s apresentaram melhores resultados em termos não só de tensões, mas também de circularidade e RQI, conforme exposto e discutido no item 4.3.3 deste capítulo. De qualquer forma, as caracterizações analíticas expõem de forma bastante clara que, muito mais relevante que altos teores de eutético para lubrificar a fase primária durante o escoamento das ligas, são os parâmetros estruturais das ligas, como o RQI, entre outros.

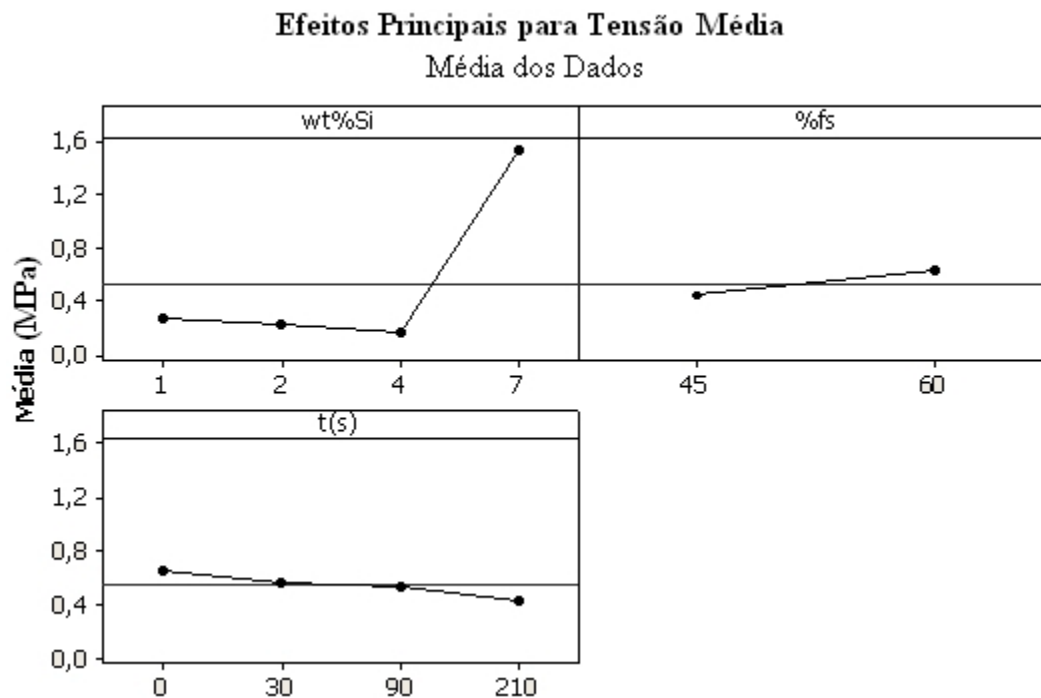


Figura 4.32: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão média das ligas, obtidos através do *software* Minitab® 15.

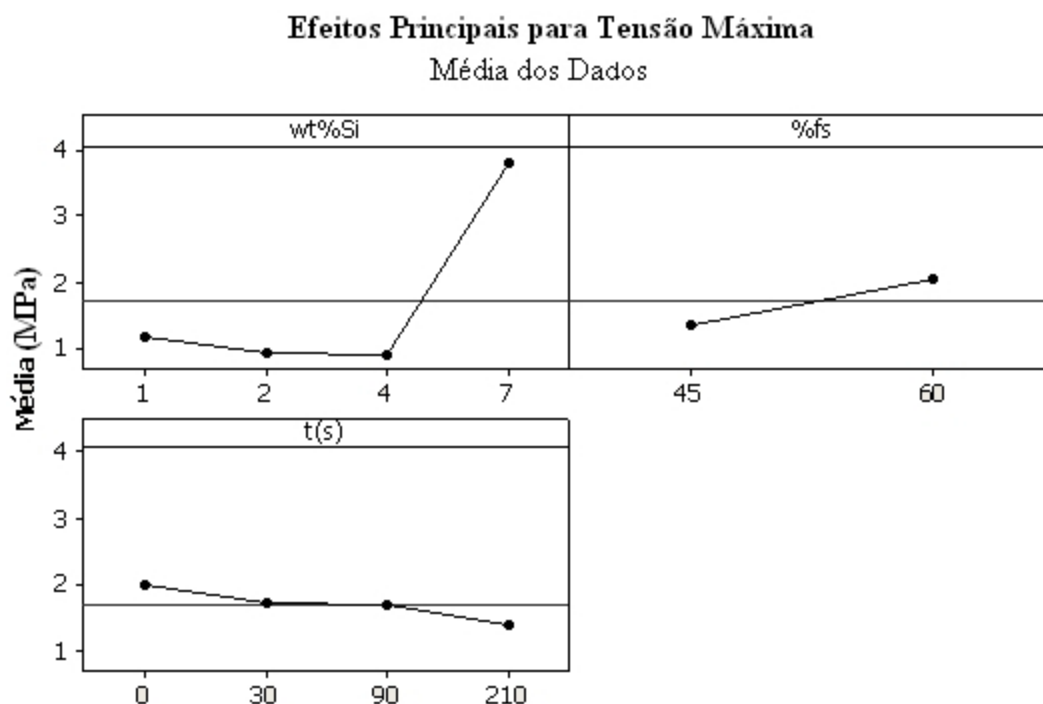


Figura 4.33: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a tensão máxima das ligas, obtidos através do *software* Minitab® 15.

As Figuras 4.34 e 4.35 mostram que não há qualquer interação entre as variáveis de influência nas tensões média e máxima das ligas estudadas. Igualmente reforçam o aumento das tensões como função majoritária do aumento dos teores de silício, destacando também a contribuição do aumento da fração sólida nos valores de tensão média e máxima das ligas.

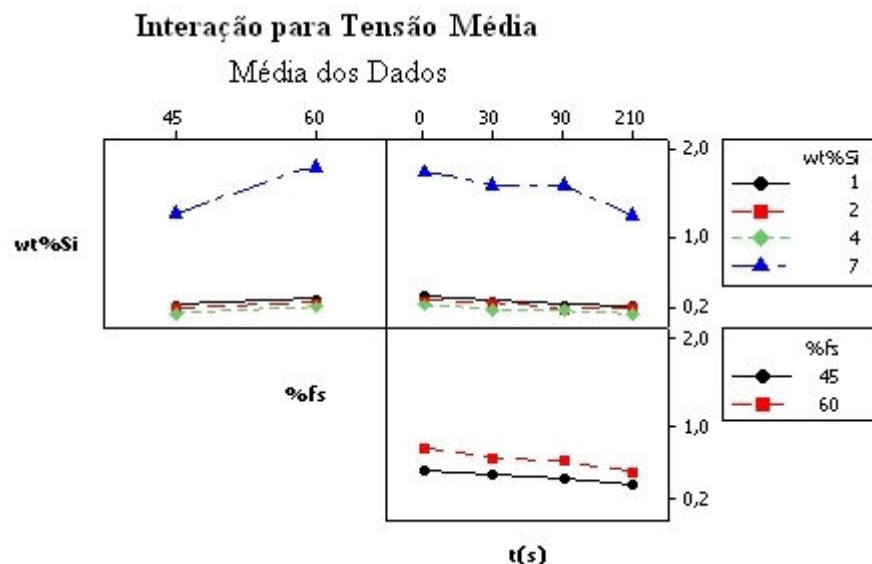


Figura 4.34: Gráficos das interações entre as variáveis de influência em relação à tensão média das ligas, obtidos através do *software* Minitab® 15.

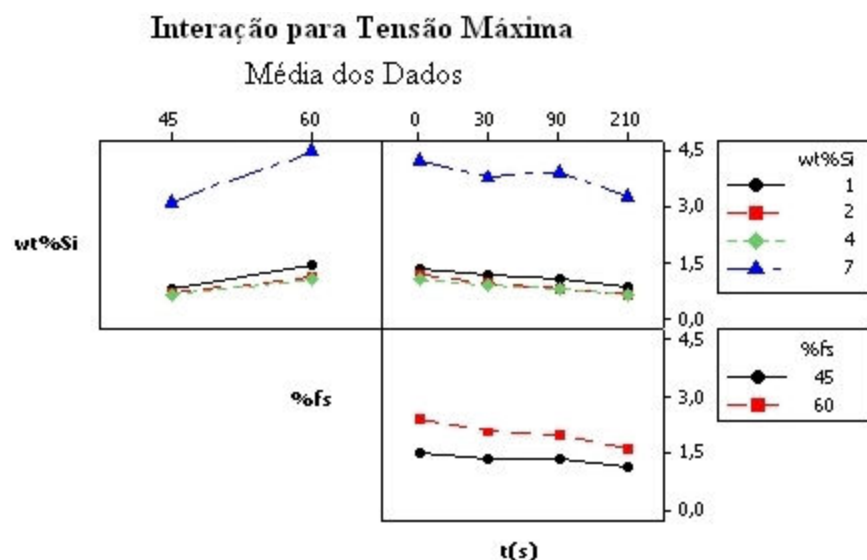


Figura 4.35: Gráficos das interações entre as variáveis de influência em relação à tensão máxima das ligas, obtidos através do *software* Minitab® 15.

A Tabela 4.11 apresenta os valores da viscosidade aparente média para cada liga estudada em cada condição de ensaio proposta. A Figura 4.36 mostra os efeitos principais das variáveis de influência sobre a viscosidade aparente média, enquanto a Figura 4.37 apresenta as interações das variáveis de influência em relação à variável de resposta estudada.

Tabela 4.11: Viscosidade aparente média das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

Ligas	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	Viscosidade Aparente Média (10^5Pa.s)
Al-1,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	45	0	2,50
		30	2,15
		90	2,12
		210	1,46
	60	0	3,96
		30	3,35
		90	2,68
		210	2,36
Al-2,0wt%Si- 2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	45	0	2,05
		30	1,96
		90	1,31
		210	1,57
	60	0	3,25
		30	2,91
		90	2,29
		210	1,66

Tabela 4.11: Viscosidade aparente média das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

Ligas	Fração Sólida (%)	Tempo de Tratamento (s)	Viscosidade Aparente Média (10^5Pa.s)
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	45	0	1,72
		30	1,39
		90	1,45
		210	1,16
	60	0	2,87
		30	2,38
		90	2,02
		210	1,42
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg	45	0	11,31
		30	10,71
		90	11,00
		210	8,53
	60	0	16,66
		30	14,74
		90	15,18
		210	12,41

A Tabela 4.11 mostra que a viscosidade aparente decresce acentuadamente tanto para maiores tempos de tratamento térmico quanto para maiores teores de silício, ocorrendo fenômeno contrário para o aumento da fração sólida de 45% para 60%. De maneira bastante semelhante, tais comportamentos apenas repetem as situações já observadas para as discussões sobre as tensões médias e máximas das ligas, ou seja, maiores teores de silício, à exceção da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, demasiadamente dendrítica, causam queda nos valores de viscosidade aparente devido primordialmente a dois fatores, maior quantidade de eutético para lubrificar as partículas de sólido primário durante o escoamento, e estrutura mais homogênea e globular, com melhores índices de RQI.

Da mesma forma, maiores tempos de tratamento causaram, conforme comprovado no item 4.3.3 desde capítulo, as melhores condições de globularização nas ligas, o que ratifica o melhor comportamento das ligas tratadas para 210s em termos de viscosidade aparente, exceção feita para a liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, onde houve coalescimento e respectivo aumento excessivo no tamanho dos grãos para o tempo de 210s, ocasionando, portanto, maiores valores de viscosidade aparente. A maior fração sólida causou maiores valores de viscosidade aparente, por motivos análogos aos já discutidos para as tensões médias e máximas das ligas.

A liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, a exemplo do que já havia ocorrido em todas as demais caracterizações deste trabalho, apresentou resultados inexpressivos em relação às demais ligas estudadas – no caso da viscosidade aparente, chegou a apresentar valores até dez vezes maiores que os encontrados para as demais ligas. É evidente, conforme extensivamente afirmado neste trabalho, que a estrutura morfológica das ligas é muito mais relevante para o comportamento viscoso destas, durante o escoamento, que os teores de silício, ainda que uma maior quantidade de eutético represente sim vantagens em termos de menores viscosidades aparentes, como se vê pela Figura 4.36.

Vale ressaltar que, em média, nenhum valor de viscosidade aparente encontrado para as ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg ou Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg mostrou-se maior que $5 \cdot 10^5 \text{ Pa.s}$, o que, segundo Flemings (1991), equivale a vidro fundido, ou seja, demasiadamente baixo e extremamente vantajoso para uma conformação nas condições adotadas neste trabalho.

A Figura 4.36 mostra ainda que, novamente, os teores de silício são a variável de influência mais significativa para o resultado final de viscosidade aparente, de modo que, para as ligas com 1,0wt%Si, 2,0wt%Si e 4,0wt%Si houve uma ligeira tendência de queda na viscosidade aparente, enquanto que para a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg chegam a ser, em média, até 500% maiores que os demais valores médios para as ligas estudadas. A fração sólida apresenta razoável aumento na viscosidade aparente das ligas, enquanto os tempos de tratamento térmico, a exemplo do ocorrido para as discussões sobre as tensões, não apresentam diferenças significativas entre os tempos de 30s e 90s, porém exibem uma tendência geral de queda conforme o aumento do tempo de tratamento térmico desde 0s até 210s. As melhores estruturas tixotrópicas, presentes nas amostras com os maiores tempos de tratamento propostos neste trabalho, alavancam o desempenho das ligas em termos de viscosidade aparente, como já houvera acontecido com todas as caracterizações discutidas até então.

Finalmente, a Figura 4.37 mostra que não há nenhuma interação entre as variáveis de influência nos valores de viscosidade aparente média das ligas estudadas. É bastante clara a influência dos teores de silício e fração sólida no desempenho das ligas em relação à variável de resposta proposta, bem como a tendência de diminuição da viscosidade aparente médias das ligas

em função de maiores tempos de tratamento térmico, fruto das melhores estruturas morfológicas conseguidas através, principalmente, dos fenômenos de *Ostwald ripening* e coalescência presentes durante a evolução morfológicas das ligas nas condições estabelecidas.

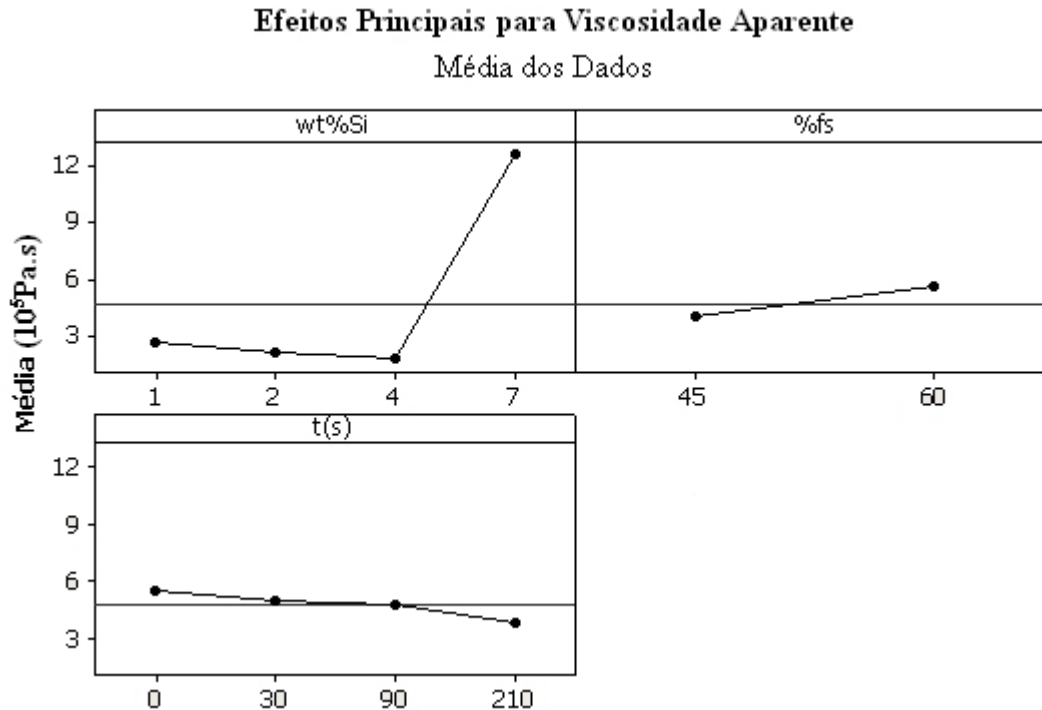


Figura 4.36: Gráficos dos efeitos principais das variáveis de influência sobre a viscosidade aparente média das ligas, obtidos através do *software* Minitab® 15.

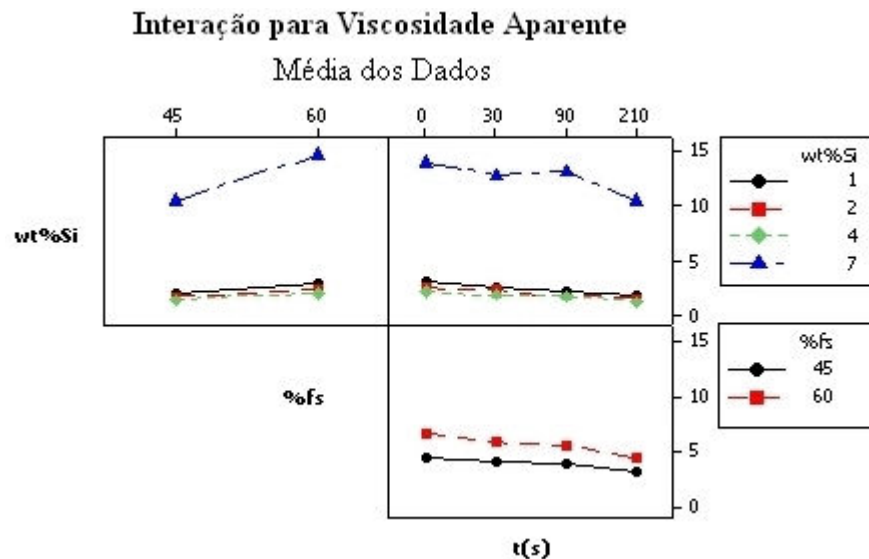


Figura 4.37: Gráficos das interações entre as variáveis de influência em relação à viscosidade aparente média das ligas, obtidos através do *software* Minitab® 15.

4.5. Caracterização analítica da relação entre as variáveis de resposta

Esta etapa final da discussão dos resultados foca na relação entre as variáveis de resposta fator de forma, tamanho de grãos, tamanho de glóbulos primários e RQI e a tensão média e viscosidade aparente, com o intuito de correlacionar a estrutura morfológica das ligas estudadas com suas respostas finais em termos de comportamento viscoso durante o escoamento. Como as análises apresentadas no item 4.4.3 para as tensões média e máxima mostraram-se extremamente semelhantes, nesta etapa do trabalho será abordada apenas a relação entre as variáveis de resposta e a tensão média das ligas, estendendo, portanto, as conclusões obtidas também para as tensões máximas das ligas.

A Figura 4.38 mostra os efeitos principais do fator de forma, tamanho de grãos, tamanho de glóbulos primários e RQI sobre a tensão média das ligas estudadas. Trata-se de um gráfico bastante conclusivo a respeito de todas as discussões apresentadas até aqui para as relações entre teores de silício, frações sólidas, tempos de tratamento térmico e tensão média das ligas – nota-se, claramente, que os menores valores de tensão média são conseguidos para as condições de maior fator de forma, menor tamanho de grãos, menor tamanho de glóbulos primários ou maiores valores de RQI, exatamente as situações previamente apontadas como ideais para o tixoprocessamento de ligas metálicas neste e em outros trabalhos, como em Zoqui (2001) e Zoqui e Paes (2005).

Observando ainda a Figura 4.38, nota-se que, a partir de determinados valores de fator de forma, tamanho de grãos, tamanho de glóbulos primários e RQI, tem-se muito pouca variação nos valores de tensão média das ligas, de forma que existe a possibilidade, para as considerações e ligas adotadas neste trabalho, de se adotar critérios de controle para estudar as melhores condições de tixoprocessamento para estes materiais.

No caso do fator de forma, nota-se que, a partir de valores em torno de 0,45, as tensões médias não ultrapassam 0,5MPa, ou seja, pode-se afirmar que, para quaisquer composição química, fração sólida ou tempo de tratamento térmico adotados dentro da gama de opções proposta nesta dissertação, a liga terá desempenho satisfatório em termos de tensão média durante o escoamento viscoso – desta maneira, como se vê, é então possível traçar um paralelo entre a evolução morfológica das ligas e seu comportamento durante a tixoconformação. Como

exemplo, as ligas Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg foram as únicas que não apresentaram, em média, fator de forma igual ou superior a 0,45, o que significa que seriam as únicas pouco indicadas para aplicação nos processos de tixoconformação de acordo com este critério.

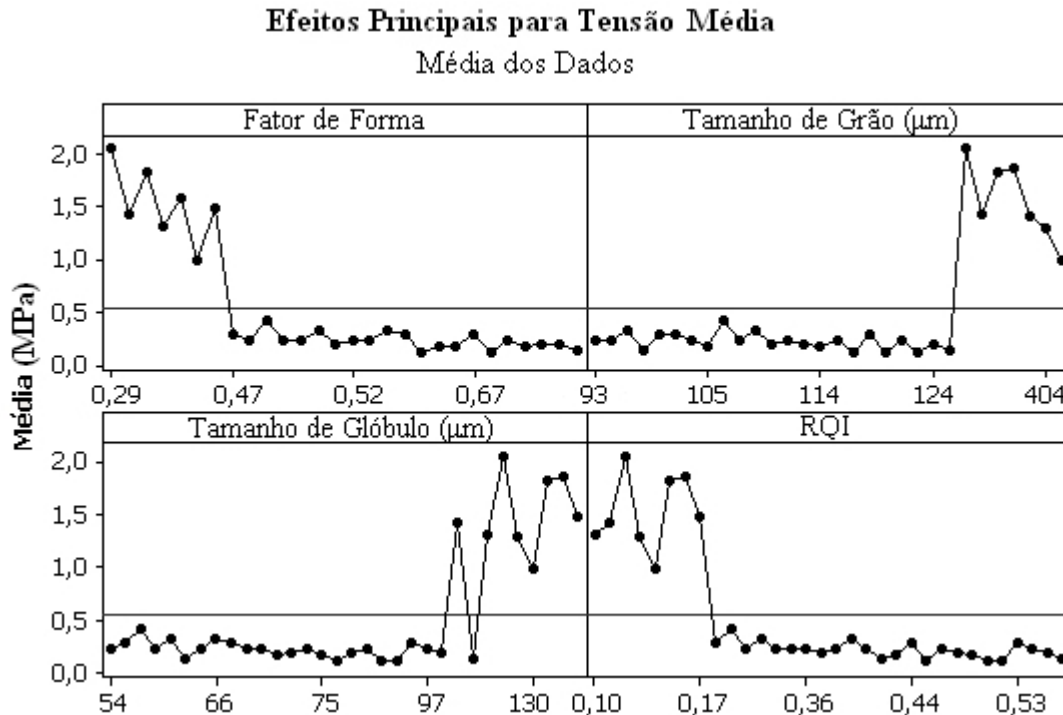


Figura 4.38: Gráficos dos efeitos principais do fator de forma, tamanho de grão, tamanho de glóbulo e RQI sobre a tensão média das ligas, obtidos através do *software* Minitab® 15.

Seguindo o mesmo raciocínio empregado para o fator de forma, pode-se também determinar valores de referência para os tamanhos de grão, glóbulo primário e RQI. Para o tamanho de grãos, nota-se que grãos com até 125 μm apresentaram tensão média inferior a 0,5MPa – onde, novamente, apenas as ligas Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg apresentaram, em média, tamanho de grãos superior a tal valor de referência.

Em relação ao tamanho de glóbulos primários, glóbulos com tamanhos superiores a 100 μm começaram a apresentar valores mais altos de tensão média, enquanto glóbulos primários menores de 100 μm não apresentaram, em nenhum caso, tensões superiores a 0,5MPa. Para o RQI, vê-se que a partir de valores próximos a 0,20 as ligas passam a apresentar tensões menores que 0,5MPa, ou seja, já é possível obter resultados bastante satisfatórios para ligas com estruturas compostas de rosetas, a exemplo da liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg fundida, que apresenta RQI igual a 0,25, conforme mostram a Figura 4.15a e a Tabela 4.9. Também para o

tamanho de glóbulos primários e o RQI, apenas a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg não atendeu, em média, os valores de referência adotados, a saber, tamanho de glóbulo primário médio igual ou menor a 100 μ m e RQI igual ou maior a 0,20.

A Figura 4.39, a exemplo da Figura 4.38, mostra os efeitos principais do fator de forma, tamanho de grãos, tamanho de glóbulos primários e RQI sobre a viscosidade aparente das ligas. Analogamente à Figura 4.38, é objetiva quanto às conclusões acerca das relações entre as variáveis de resposta analisadas – os menores valores de viscosidade aparente são encontrados para as ligas com maior fator de forma, menor tamanho de grãos, menor tamanho de glóbulos primários ou maiores valores de RQI.

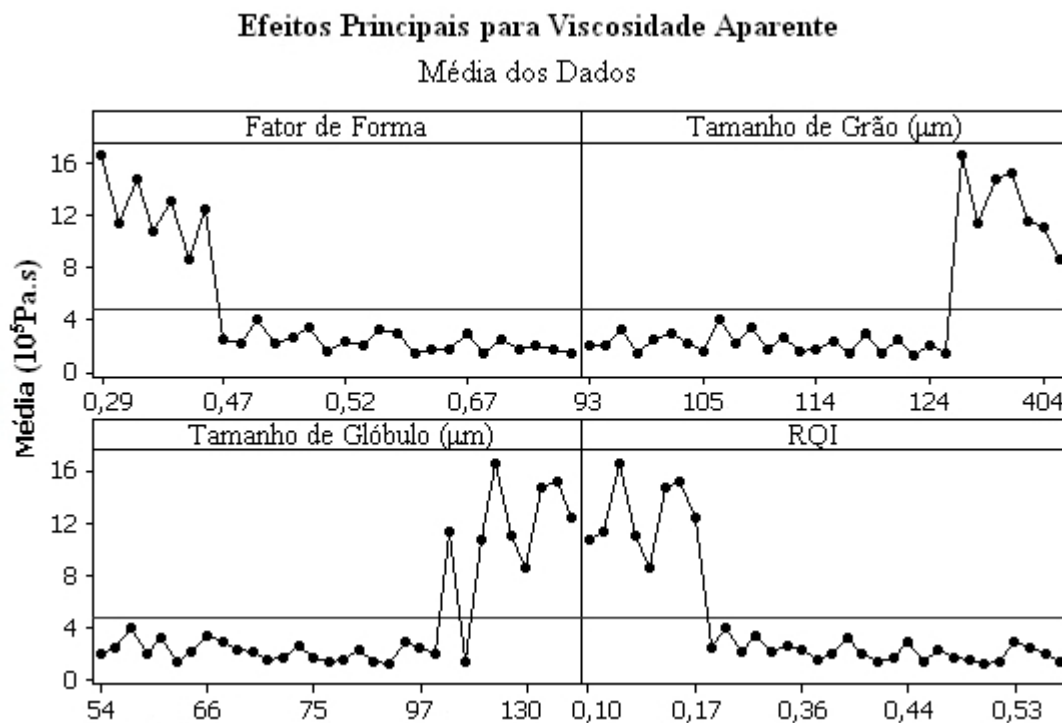


Figura 4.39: Gráficos dos efeitos principais do fator de forma, tamanho de grão, tamanho de glóbulo primário e RQI sobre a viscosidade aparente média das ligas, obtidos através do software Minitab® 15.

Da mesma maneira observada para o comportamento das ligas em relação aos valores de tensão média, nota-se que, a partir de determinados valores de fator de forma, tamanho de grãos, tamanho de glóbulos primários e RQI, tem-se muito pouca variação nos valores de viscosidade aparente média das ligas, e, portanto, cabem também neste contexto critérios de controle para estudar as melhores condições de conformação das ligas analisadas.

Tem-se, exatamente como houve para as tensões médias, valores de referência para o fator de forma da ordem de 0,45, para o tamanho de grãos de 125 μ m, para o tamanho de glóbulos primários de 100 μ m e para o RQI de 0,20, valores para os quais a viscosidade aparente média das ligas nunca é maior do que aproximadamente 5.10⁵Pa.s; novamente repetindo o comportamento identificado para a tensão média, apenas a liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg não atendeu os valores de referência adotados para nenhuma das variáveis de resposta estudadas.

As ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg apresentaram valores médios de fator de forma, tamanho de grãos, tamanho de glóbulos primários e RQI dentro da faixa de referência sugerida, o que indica fortemente que tais ligas devam ter um comportamento bastante eficaz durante a tixoconformação, apresentando valores de tensão e viscosidade aparente nunca superiores a 0,5MPa e 5.10⁵Pa.s, respectivamente.

Capítulo 05

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

Este capítulo final aborda, de maneira sintética, todas as conclusões tomadas ao longo desta dissertação. Serão apresentadas as conclusões pontuais e gerais segundo a ordem na qual foram mencionadas e discutidas durante este trabalho, intentando assim, novamente, uma melhor compreensão geral destes estudos.

Em relação à produção das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, todas as composições químicas propostas foram atendidas dentro de faixas estreitas de tolerância, a se considerar processos de fundição. A principal dificuldade encontrada foi controlar os teores de Mg e Cu presentes, o que foi conseguido adicionando-se pequenos teores complementares das ligas base de ambos, cerca de 10,0% e 3,0%, respectivamente.

Quanto à avaliação das temperaturas de trabalho, partiu-se de quatro conjuntos iniciais de informações, os ensaios de aquecimento, DSC e simulação em condições de equilíbrio e não-equilíbrio no *software* Thermo-Calc[®]. O critério de escolha obedeceu a limitação de sensibilidade da máquina universal de ensaios MTS modelo 810 empregada nos ensaios de compressão a quente, de forma que todas as combinações de temperaturas encontradas foram testadas, e aquelas que produziram resultados coerentes em termos de viscosidade aparente foram escolhidas para representarem as temperaturas relativas a $f_s=45\%$ e 60% das ligas. De modo geral, os ensaios de DSC e a simulação via Thermo-Calc[®] na condição de não-equilíbrio responderam pela maior parte das temperaturas adotadas para as ligas. Somente a simulação via Thermo-Calc[®] na

condição de equilíbrio não forneceu nenhuma temperatura coerente com as necessidades identificadas neste trabalho. De maneira geral, apesar de algumas temperaturas terem causado a fusão das ligas, ou as terem mantido completamente sólidas, todas se apresentaram relativamente próximas, com erros sempre menores do que 3,0%.

Para a caracterização macroestrutural das ligas propostas, a grande dificuldade residiu na obtenção de ataques metalográficos coloridos eficientes que possibilitassem uma contagem precisa dos tamanhos de grãos das amostras. Tal só foi atingido para as ligas com maiores teores de silício, a saber, ligas Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, ao que se sugere que, para ligas com composições semelhantes às empregadas neste trabalho, o teor de silício deve influenciar bastante no resultado do ataque, de forma que, para maiores teores de silício, mais efetivo será o resultado. De maneira geral, as metalografias coloridas apresentadas nesta dissertação não desempenharam resultado satisfatório; o procedimento de ataque eletrolítico com o eletrólito HBF_4 deve ser mais bem estudado e desenvolvido em trabalhos futuros.

Apesar da imprecisão, a partir das caracterizações macroestruturais pôde-se concluir que houve globularização das macroestruturas das ligas Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg já para os tempos de tratamento de 0s, em ambas as frações sólidas, sendo que, durante a evolução morfológica, os fenômenos de coalescência e *Ostwald ripening* são mandatórios para a globularização das mesmas. As ligas Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg permaneceram dendríticas para todas as combinações de tempo de tratamento térmico e fração sólida, o que se explica pelos altos teores de soluto presentes. Os altos teores de silício são também responsáveis pelo crescimento de grãos observado das ligas com 1,0wt%Si até as ligas com 7,0wt%Si; em contrapartida, maiores teores de silício propiciaram uma macroestrutura menos porosa às ligas.

Da mesma maneira observada para as macroestruturas, as microestruturas apresentaram crescimento e globularização das partículas de sólido primário durante a evolução morfológica, bem como crescimento das partículas de sólido primário quando do aumento dos teores de silício; os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*, dependentes do tempo de permanência das ligas a altas temperaturas, e as elevadas concentrações de silício são, novamente, os responsáveis por

tais fenômenos. Existe também, como consequência do tratamento térmico, a possível presença de precipitados de Al_2Cu e $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ na matriz das ligas, que sofreram superenvelhecimento quando do aumento dos tempos de permanência.

De maneira geral, o teor de silício é a variável de influência mais significativa para a morfologia dos grãos – ligas com 7,0wt%Si permaneceram dendríticas para todas as combinações de tempo e temperatura avaliadas. Já se levando em conta a microestrutura, a fração sólida e os tempos de tratamento térmico passam a ter influência na morfologia dos glóbulos primários de maneira também significativa, de modo que quanto maior o tempo de permanência das ligas e quanto menor a fração sólida, melhores os resultados em termos de tamanhos de glóbulos primários. Em relação ao fator de forma, o teor de silício volta a ter a maior significância, sendo que as ligas Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg e Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg foram as que apresentaram melhores resultados para circularidade. Tais conclusões ratificam a necessidade de uma ampla caracterização das ligas, abrangendo aspectos macro e microestruturais das mesmas.

O RQI apontou as ligas Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg como sendo as mais adequadas para os processos de tixoconformação, com estruturas globulares e homogêneas; as ligas Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg apresentaram pior desempenho, com valores baixos de RQI, fruto de estruturas dendríticas com tamanhos excessivamente grandes de grãos e glóbulos de fase primária.

Os testes de compressão a quente apontaram para as ligas Al–1,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg e Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg como sendo fortemente indicadas para a tixoconformação, devido aos baixos valores de tensão e viscosidade aparente média apresentados, da ordem de 0,5MPa e $5 \cdot 10^5 \text{Pa.s}$, respectivamente.

Houve, de maneira geral, uma queda nos valores de tensão média e viscosidade aparente conforme a evolução morfológica das ligas, bem como uma ligeira queda de tais parâmetros como função do aumento dos teores de 1,0wt%Si até 4,0wt%Si – a liga Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, devido a globularização pouco efetiva durante o tratamento térmico, demonstrou comportamento inverso, apresentando valores médios de tensão e viscosidade aparente cerca de cinco vezes maiores que os encontrados para as demais ligas. A aumento da

fração sólida de 45% para 60% causa um aumento nos valores de tensão média e viscosidade aparente, uma vez que a maior quantidade de sólido demanda maior energia para sua deformação.

As ligas com melhores índices de RQI apresentaram, como era esperado, melhor desempenho tanto em termos de tensões médias quanto em termos de viscosidade aparente média. Foi possível, através da correlação entre a estrutura morfológica e o comportamento viscoso das ligas, determinar faixas de valores para os parâmetros estruturais a partir das quais é possível, estritamente para as combinações das variáveis de influência adotadas neste trabalho, estabelecer as melhores condições de conformação das ligas analisadas. De antemão, os menores valores de tensão e viscosidade aparente médias são atingidos para as condições de maior fator de forma, menor tamanho de grãos, menor tamanho de glóbulos primários e maiores valores de RQI.

A premissa inicial deste trabalho, averiguar se ligas tixofundidas com baixos teores de silício apresentariam comportamento reológico semelhante ao de ligas com maiores teores de silício, foi amplamente avaliada e ratificada. Todas as ligas propostas nesta dissertação, à exceção da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, apresentaram comportamento reológico extremamente satisfatório para a tixoconformação, ou seja, estruturas globulares e homogêneas, pequenos tamanhos de grãos e glóbulos de fase primária e baixíssimos valores de tensão e viscosidade aparente médias.

Por fim, como sugestão para trabalhos futuros, propõe-se comparar o método de ultra-refino de grãos empregado na fabricação das ligas desta dissertação com outros processos de fabricação de material tixofundido, como, por exemplo, agitação eletromagnética. Propõe-se também a caracterização das propriedades mecânicas das ligas avaliadas neste trabalho através do tixoforjamento e conseqüentes ensaios de tração e fadiga. Outro ponto relevante para futuros estudos é a realização de tratamentos térmicos, como o T4 ou T6, por exemplo, para avaliar a melhora nas propriedades mecânicas das ligas após a tixoconformação. Ligas com teores de 3,0wt%Si também devem ser alvo de estudo, pois apresentam composição intermediária à das ligas com o melhor desempenho nesta dissertação, a saber, ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

Referências Bibliográficas

- ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em <www.abal.org.br>. Acesso em: 25 novembro 2007.
- ALLEN, C.M.; O'REILLY, K.A.Q.; CANTOR, B. *Effect of Semi-solid Microstructure on Solidified Phase Content in 1xxx Al Alloys*. Acta Materialia, v.49, p.1549-1563, 2001.
- ASTM – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. 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.
- BRAY, J.W. *Aluminum Mill and Engineered Wrought Products*. In: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992. p.118-222.
- BOTHA, G.; GOVENDER, G. *Recycling of Scrap SSM Aluminium A356 Alloy*. Proceedings of the 7th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Tsukuba, Japan, p.207-212, 2002.
- CAYLESS, R.B.C. *Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys*. In: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992. p.39-117.

- CHAYONG, S.; ATKINSON, H.V.; KAPRANOS, P. *Thixoforming 7075 Aluminium Alloys*. Materials Science and Engineering A, v.390, p.3-12, 2005.
- CHIARMETTA, G. *Why Thixo?* Proceedings of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, p.15-21, 2000a.
- CHIARMETTA, G.; BARDI, F.; EVANGELISTA, E. *Thixoforming of Light-weight Alloys: Industrial and Research Activity in Italy*. Proceedings of the International Symposium on Light Metals, Ottawa, Canada, p.481-494, 2000b.
- CIBULA, A. *The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminium Alloys*. Journal of the Institute of Metals, v.76, p.321-360, 1949-50.
- CROSSLEY, F.A.; MONDOLFO, L.F. *Mechanism of Grain Refinement in Aluminium Alloys*. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v.191, p.1143-1148, 1951.
- DAVIES, I.G.; DENNIS, J.M.; HELLAWELL, A. *The Nucleation of Aluminium Grains in Alloys of Aluminium with Titanium and Boron*. Metallurgical Transactions, v.1, p.275-280, 1970.
- EASTON, M.A.; KAUFMANN, H.; FRAGNER, W. *The Effect of Chemical Grain Refinement and Low Superheat Pouring on the Structure of NRC Castings of Aluminium Alloy Al-7Si-0,4Mg*. Materials Science and Engineering A, v.420, p.135-143, 2006.
- FASOYINU, F.A.; SAHOO, M.; DAVIES, R.G. *Grain Refinement of Aluminium Alloy 356.0 with Scandium, Zirconium and a Combination of Titanium and Boron*. Proceedings of the International Symposium on Light Metals, Ottawa, Canada, p.241-270, 2000.
- FERRANTE, M.; FREITAS, E. *Rheology and Microstructural Development of an Al-4wt%Cu Alloy in the Semi-solid State*. Journal of Materials Science and Engineering A, v.A271, p.172-180, 1999.
- FERRANTE, M.; KLIAUGA, A.M. *Liquid Formation and Microstructural Evolution During Re-heating and Partial Melting of an Extruded A356 Aluminium Alloy*. Acta Materialia, v.53, p.345-356, 2005.

- FIGUEREDO, A. *Science and Technology of Semi-solid Metal Processing*. Worcester, MA: North American Die Casting Association, 2001.
- FIORE, S.; ZANETTI, M.C.; RUFFINO, B. *Waste Characterization and Recycle in an Aluminium Foundry*. *Resources Conservation and Recycling*, v.45, p.48-59, 2005.
- FLEMINGS, M.C. *Behavior of Metal Alloys in the Semi-solid State*. *Metallurgical Transactions A*, v.22A, p.957-981, 1991.
- FLEMINGS, M.C.; RIEK, R.G.; YOUNG, K.P. *Rheocasting Processes*. *AFS International Cast Metals Journal*, v.1, p.11-22, 1976.
- GABATHULER, J.P. *Evaluation of Various Processes for the Production of Billets with Thixotropic Properties*. *Proceedings of the 2nd International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites*, Cambridge, USA, p.33-46, 1992.
- GARAT, M.; MAENNER, L.; SZTUR, Ch. *State of the Art of Thixocasting*. *Proceedings of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites*, Turin, Italy, p.187-194, 2000.
- GARCIA, A. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*. Campinas, SP: Editora da UNICAMP, 2001. 399p.
- GENDA, G.; YUYON, C.; GEING, A. *Mechanism of Coarsening of Dendrite During Solidification*. *Proceedings of Solidification Processing Conference*, Sheffield, England, p.416-419, 1987.
- GULLO, C.G.; STEINHOFF, K.; UGGOWITZER, P.J. *Microstructural Changes During Reheating of Semi-solid Alloy AA6082, Modified with Barium*. *Proceedings of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites*, Turin, Italy, p.367-372, 2000.
- HAN, C.D. *Rheology in Polymer Processing*. London, England: Academic Press, 1976. 158p.

- HAN, S.H.; KANG, C.G.; SUNG, J.H. *Investigation of Viscosity Properties for Rheology Forming of AM50A Magnesium Alloy*. Journal of Materials Processing Technology, v.187-188, p.335–338, 2007.
- JONES, G.P.; PEARSON, J. *Factors Affecting the Grain-refinement of Aluminium Using Titanium and Boron Additives*. Metallurgical Transactions B, v.7B, p.223-234, 1976.
- KAHLWEIT, M. *On the Ageing of Dendrites*. Scripta Metallurgica, v.2, p.251-254, 1968.
- KANG, C.G.; CHOI, J.S.; KIM, K.H. *The Effect of Strain Rate on Macroscopic Behaviour in the Compression Forming of Semi-solid Aluminium Alloy*. Journal of Materials Processing Technology, v.88, p.159-168, 1999.
- KANG, C.G.; YOUN, S.W.; SEO, P.K. *Data Base Construction on Mechanical Properties of Thixoforged Aluminium Parts and Their Microstructure Evaluation*. Journal of Materials Processing Technology, v.159, p.330–337, 2005.
- 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.
- KAPRANOS, P.; LIU, T.Y.; ATKINSON, H.V.; KIRKWOOD, D.H. *Investigation Into the Rapid Compression of Semi-solid Alloy Slugs*. Journal of Materials Processing Technology, v.111, p.31-36, 2001.
- KAPRANOS, P.; KIRKWOOD, D.H.; ATKINSON, H.V.; RHEINLANDER, J.T.; BENTZEN, J.J.; TOFT, P.T.; DEBEL, C.P.; LASLAZ, G.; MAENNER, L.; BLAIS, S.; RODRIGUEZ-IBABE, J.M.; LASA, L.; GIORDANO, P.; CHIARMETTA, G.; GIESE, A. *Thixoforming of an Automotive Part in A390 Hypereutectic Al–Si Alloy*. Journal of Materials Processing Technology, v.135, p.271-277, 2003.
- 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.

- KEARNEY, A. *Properties of Cast Aluminum Alloys*. In: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992. p. 569-666.
- KEARNEY, A.; ROOY, E.L. *Aluminum Foundry Products*. In: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992. p. 484-568.
- KEARNS, M.A.; THISTLETHWAITE, S.R.; COOPER, P.S. *Recent Advances in Understanding the Mechanism of Aluminium Grain Refinement by TiBAl Master Alloys*. In: 125th The Minerals, Metals and Materials Society Annual Meeting, Anaheim, USA, 1996. Disponível em <www.metallurgical.com>. Acesso em: 17 outubro 2007.
- KIRKWOOD, D.H. *Semi-Solid Metal Processing*. International Materials Reviews, v.39, p.173-189, 1994.
- KLEINER, S.; BEFFORT, O.; WAHLEN, A.; UGGOWITZER, P.J. *Microstructure and Mechanical Properties of Squeeze Cast and Semi-solid Cast Mg-Al Alloys*. Journal of Light Metals, v.2, p.277-280, 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 A, v.283, p.94-104, 2000.
- LAXMANAN, V.; FLEMINGS, M.C. *Deformation of Semi-solid Sn-15pct Pb Alloy*. Metallurgical Transactions A, v.11A, p.1927-1937, 1980.
- LECOMTE-BECKERS, J.; RASSILI, A.; CARTON, M.; ROBELET, M. *Characterization of Thermophysical Properties of Semi-solid Steels for Thixoforming*. Proceedings of the 8th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, 2004.

- LEE, Y.C.; DAHLE, A.K.; StJOHN, D.H.; HUTT, J.E.C. *The Effect of Grain Refinement and Silicon Content on Grain Formation in Hypoeutectic Al–Si Alloys*. Materials Science and Engineering A, v.259, p.43-52, 1999.
- LME. London Metal Exchange. Disponível em <www.lme.co.uk>. Acesso em: 15 dezembro 2007.
- LIU, D.; ATKINSON, H.V.; JONES, H. *Thermodynamic Prediction of Thixoformability in Alloys Based on the Al–Si–Cu and Al–Si–Cu–Mg Systems*. Acta Materialia, v.53, p.3807-3819, 2005.
- MACIEL CAMACHO, A.; 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.
- MAXWELL, I.; HELLAWELL, A. *A Simple Model for Grain Refinement During Solidification*. Acta Metallurgica, v.23, p.229-237, 1975.
- McCARTNEY, D.G. *Grain Refining of Aluminium and its Alloys Using Inoculants*. International Materials Reviews, v.34, p.247-260, 1989.
- MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M.C. *Casting of Semi-solid Aluminium Alloys*. Proceedings of the 6th International Conference on Light Metals, Vienna, Austria, p.214-217, 1975.
- MONDOLFO, L.F. *Aluminum Alloys: Structure and Properties*. London, England: Butterworths, 1976. 758p.
- MOHANTY, P.S.; GRUZLESKI, J.E. *Mechanism of Grain Refinement in Aluminium*. Acta Metallurgica, v.43, p.2001-2012, 1995.
- MOHANTY, P.S.; GRUZLESKI, J.E. *Grain Refinement Mechanisms of Hypoeutectic Al–Si Alloys*. Acta Materialia, v.44, p.3749-3760, 1996.
- MOTHÉ, C.G.; AZEVEDO, A.D. *Análise Térmica de Materiais*. São Paulo, SP: iEditora, 2002. 300p.

- MURRAY, J.L.; McALLISTER, A.J. *The Al-Si (Aluminium-silicon) System*. Bulletin of Alloy Phase Diagrams, v.5, n.1, p.74-84, 1984.
- NAFISI, S.; LASHKARI, O.; GHOMASHCHI, R.; AJERSCH, F.; CHARETTE, A. *Microstructure and Rheological Behaviour of Grain Refined and Modified Semi-solid A356 Al-Si Slurries*. Acta Materialia, v.54, p.3503-3511, 2006.
- PAES, M. *Obtenção e Caracterização de Novas Ligas Al-Si-Mg para Tixotrofia*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, 154p. Tese (Doutorado).
- PAHLEVANI, F.; SALARFAR, S.; NILI-AHMADABADI, M. *Dendritic-globular Structure Transition of Ductile Iron in Semi-solid Casting Using Cooling Slope Plate*. Proceedings of the 8th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, 2004.
- PRASAD, P.R.; RAY, S.; GAINDHAR, J.L.; KAPOOR, M.L. *Microstructure and Mechanical Properties of Rheocast Al-10wt%Cu Alloys*. Z.Metallkunde, v.73, p.420-425, 1982.
- REEVES, J.J.; KATTAMIS, T.Z. *A Model for Isothermal Dendritic Coarsening*. Scripta Metallurgica, v.5, p.223-229, 1971.
- ROBERT, M.H.; KIRKWOOD, D.H. *Alloy Slurry Formation by Partial Melting*. Proceedings of Solidification Processing Conference, Sheffield, England, p.373-376, 1987.
- ROBERT, M.H. *Proposição de um Novo Processo para a Obtenção de Pastas Metálicas Reofundidas*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1989, 217p. Tese (Livre Docência).
- ROBERT, M.H. *Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries*. Transactions of The Japan Foundrymen's Society, v.12, p.45-51, 1993.

- ROOY, E.L. *Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys*. In: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM Handbook, ASM International, v.2, 1992a. p.17-38.
- ROOY, E.L. *Aluminum and Aluminum Alloys*. In: Casting, v.15, ASM Handbook, ASM International, 1992b. p. 1622-1696.
- SAARI, H.; SEO, D.Y.; BLUMM, J.; BEDDOES, J. *Thermophysical Property Determination of High Temperature Alloys by Thermal Analysis*. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, v.73, p.381-388, 2003.
- SANTOS, R.G. *Transformações de Fases em Materiais Metálicos*. Campinas, SP: Editora da UNICAMP, 2006. 429p.
- SAUERMAN, R.; FRIEDRICH, B.; BÜNCK, M.; BÜHRIG-POLACZEK, A.; UGGOWITZER, P.J. *Semi-solid Processing of Tailored Aluminium-lithium Alloys for Automotive Applications*. Advanced Engineering Materials, v.9, p.253-258, 2007.
- SHIBATA, R. *SSM Activities in Japan*. Proceedings of the 5th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Denver, USA, p.LI-LVI, 1998.
- 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.
- SRITHARAN, T.; LI, H. *Optimizing the Composition of Master Alloys for Grain Refining Aluminium*. Scripta Materialia, v.35, p.1053-1056, 1996.
- VIVÉS, C. *Elaboration of Semi-solid Alloys by means of New Electromagnetic Rheocasting Processes*. Metallurgical Transactions B, v.23B, p.189-206, 1992.
- WANG, X.; JIE, W. *Controlled Melting Process of Off-eutectic Alloy*. Acta Materialia, v.52, p.415-422, 2004.
- WINTER, J.; DANTTIG, J.; TYLER, D. UK Patent Application Number GB 2042 386 A, 1980.

- YAN, M.; LUO, W. *Effects of Grain Refinement on the Rheological Behaviors of Semi-solid Hypoeutectic Al–Si Alloys*. Materials Chemistry and Physics, v.104, p.267-270, 2007.
- YOUNG, K. *Semi-solid Metal Forming Alloy and Composites*. Proceedings of The Minerals, Metals and Materials Society Symposium on Nature and Properties of Semi-Solid Materials, San Diego, USA, p.245-266, 1992.
- YOUNG, K.; EISEN, P. *SSM (Semi-solid Metal) Technological Alternatives for Different Applications*. Proceedings of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, p.97-102, 2000.
- ZOQUI, E.J. *Obtenção e Caracterização Mecânico-metalúrgica da Liga Al–4,5wt%Cu no Estado Reofundido*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1995, 245p. Tese (Doutorado).
- ZOQUI, E.J.; PAES, M. *SSM Aluminium Alloys Produced by Electromagnetic Stirring: The Brazilian Way*. Proceedings of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, p.693-699, 2000.
- ZOQUI, E.J.; *Obtenção e Caracterização de Ligas Al–Si Reofundidas*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001, 192p. Tese (Livre Docência).
- ZOQUI, E.J.; PAES, M. *Semi-solid Behavior of New Al–Si–Mg Alloys for Thixoforming*. Materials Science and Engineering A, v.406, p.63-73, 2005.
- ZOQUI, E.J.; GRACCIOLLI, J.I.; LOURENÇATO, L.A. *Thixo-formability of the AA6063 Alloy: Conventional Production Processes Versus Electromagnetic Stirring*. Journal of Materials Processing Technology, v.198, p.155-191, 2008.
- ZOQUI, E.J.; LOURENÇATO, L.A.; BENATI, D.M. *Thixoforming of Aluminium-silicon Alloys in a Mechanical Eccentric Press*. Solid State Phenomena, v.141-143, p.517-522, 2008.

Anexo A – Tabelas de Ensaios Aleatórios

Tabela A.1: Sequência de ensaios para tratamentos térmicos.

Ensaio	Teor de silício (%)	Fração sólida (%)	Tempo de tratamento (s)
1	4	45	30
2	4	60	0
3	4	45	0
4	4	60	210
5	4	45	210
6	7	60	90
7	1	45	90
8	7	45	90
9	7	60	30
10	7	60	0
11	2	45	30
12	7	45	30
13	1	60	0
14	4	60	30
15	2	60	30
16	1	60	210
17	7	60	210
18	1	45	0
19	1	60	30
20	2	60	0
21	2	45	210
22	2	45	0
23	4	60	90
24	2	60	90
25	1	45	30
26	4	45	90
27	2	45	90

Tabela A.1: Sequência de ensaios para tratamentos térmicos.

Ensaio	Teor de silício (%)	Fração sólida (%)	Tempo de tratamento (s)
28	7	45	210
29	1	45	210
30	7	45	0
31	1	60	90
32	2	60	210

Tabela A.2: Sequência de ensaios para compressão a quente.

Ensaio	Teor de silício (%)	Fração sólida (%)	Tempo de tratamento (s)
1	1	45	30
2	2	60	90
3	7	60	90
4	7	45	90
5	2	45	90
6	7	60	0
7	7	60	30
8	1	45	210
9	7	60	210
10	4	45	30
11	4	60	30
12	4	45	30
13	7	60	210
14	2	45	90
15	1	60	0
16	1	45	210
17	2	60	0
18	4	45	0
19	4	45	0
20	1	60	30
21	4	60	90
22	4	45	210
23	7	45	30
24	1	60	210
25	4	60	210
26	7	45	90
27	7	60	0
28	4	60	0
29	4	60	210
30	1	60	210
31	1	60	0

Tabela A.2: Seqüência de ensaios para compressão a quente.

Ensaio	Teor de silício (%)	Fração sólida (%)	Tempo de tratamento (s)
32	2	45	30
33	7	45	30
34	1	45	90
35	2	45	0
36	2	60	30
37	1	45	0
38	2	45	30
39	2	60	0
40	2	45	210
41	4	60	30
42	1	45	90
43	1	45	0
44	2	60	90
45	4	60	90
46	2	60	210
47	7	45	0
48	2	45	0
49	7	60	30
50	2	60	30
51	4	45	210
52	7	45	210
53	4	45	90
54	1	60	30
55	7	45	0
56	7	60	90
57	2	60	210
58	4	45	90
59	1	45	30
60	1	60	90
61	7	45	210
62	1	60	90
63	2	45	210
64	4	60	0

Anexo B – Curvas de DSC

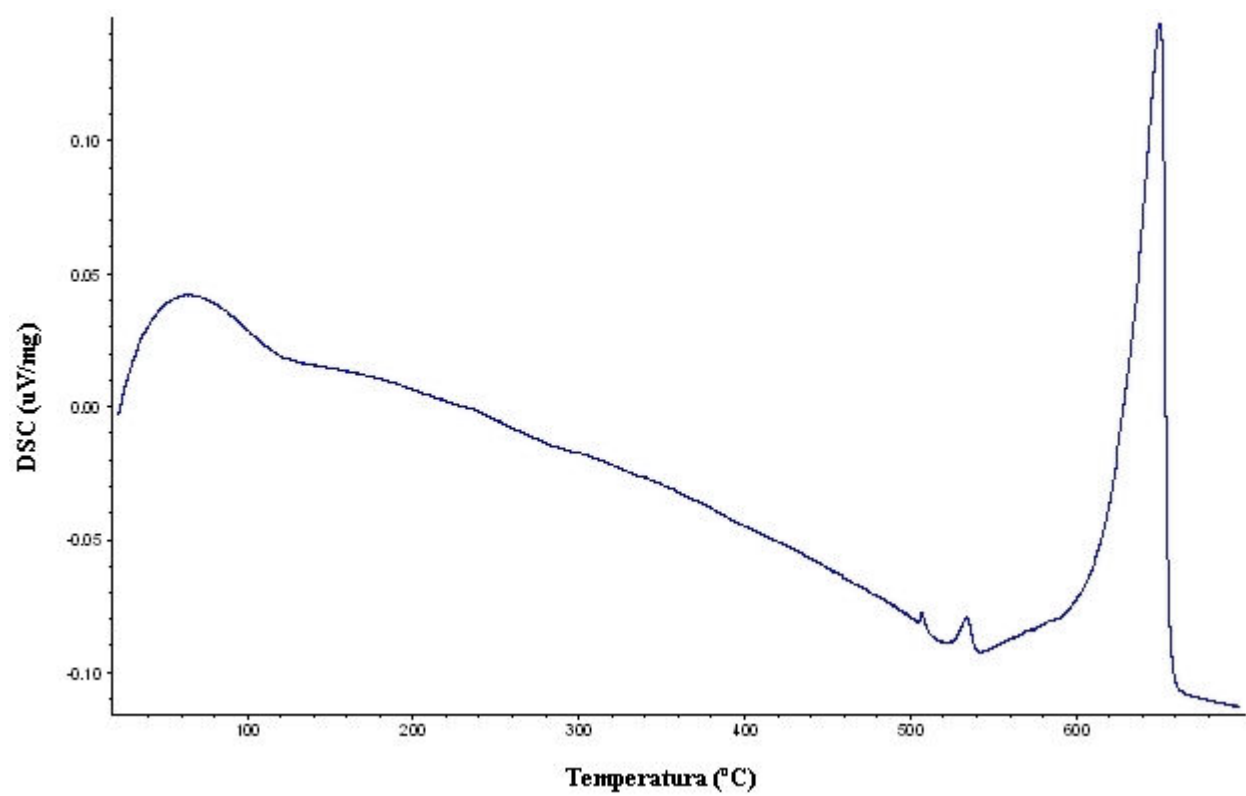


Figura B.1: Curva de DSC da liga Al-1,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

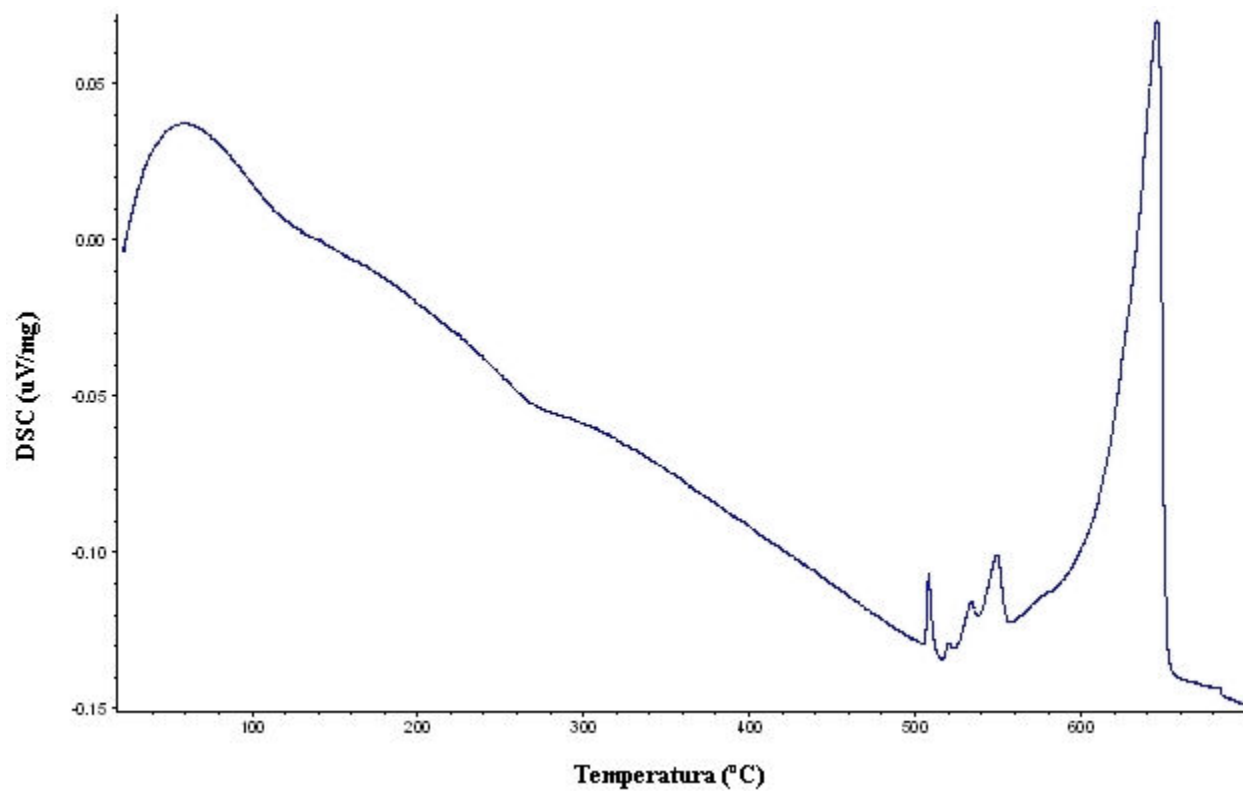


Figura B.2: Curva de DSC da liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

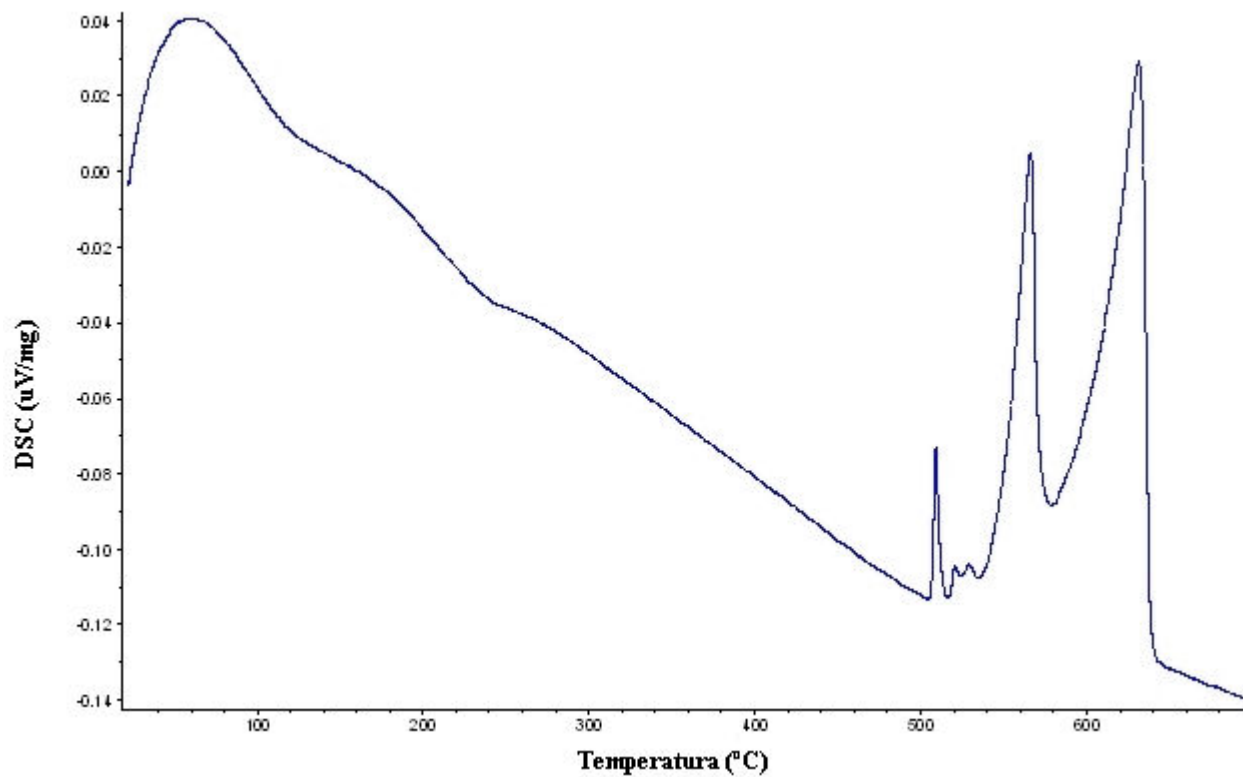


Figura B.3: Curva de DSC da liga Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

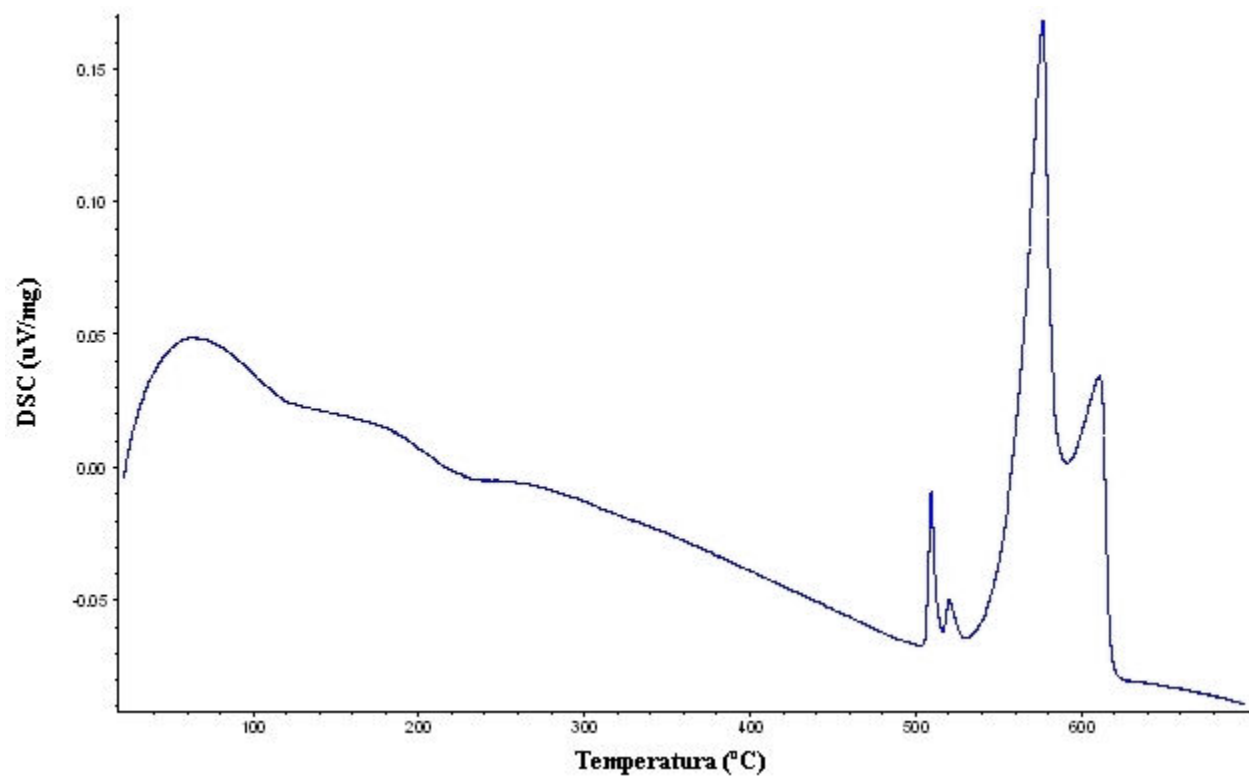


Figura B.4: Curva de DSC da liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.