

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR LUIS VANDERLEI
TORRES E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 08.07.2009


ORIENTADOR

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

Avaliação da Tixoconformabilidade das Ligas AA7075 e AA7004

Autor: Luis Vanderlei Torres
Orientador: Eugênio José Zoqui

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

Avaliação da Tixoconformabilidade das Ligas AA7075 e AA7004

Autor: Luis Vanderlei Torres
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, 2009
S.P. – Brasil

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

T636a Torres, Luis Vanderlei
Avaliação da tixoconformabilidade das ligas AA7075 e AA7004 / Luis Vanderlei Torres. --Campinas, SP: [s.n.], 2009.

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

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

Título em Inglês: Evaluation of thixoformability of AA7075 and AA7004 alloys

Palavras-chave em Inglês: Aluminun alloys, Aluminun alloys - Heat treatment, Casting, Rheology, Viscosity

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Rubens Caram Junior, Gilmar Ferreira Batalha

Data da defesa: 08/07/2009

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

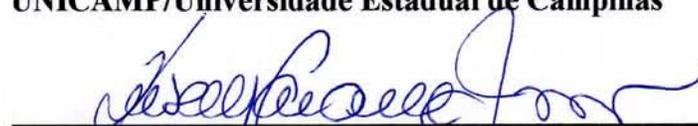
**Avaliação da Tixoconformabilidade das Ligas
AA7075 e AA7004**

Autor: Luis Vanderlei Torres
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



Prof. Dr. Rubens Caram Junior
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha
USP/Universidade de São Paulo

Campinas, 08 de julho de 2009.

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais, Luis Carlos e Edna, que sempre me apoiaram em todos os momentos de minha vida.

Agradecimentos

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

Aos meus pais Luis Carlos e Edna e ao meu irmão Luis Fernando, pelo amor sincero, agora e por todo sempre.

Ao Prof. Eugênio José Zoqui pela orientação nesta dissertação e, fundamentalmente, pelo apoio, amizade e compreensão.

A Empresa ALCOA Ltda, especialmente na pessoa do Sr. Jose Sakae Nagatsuyu e do Sr. Alfredo Imagawa Junior, que gentilmente cederam as ligas utilizadas.

A todos os professores da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM), que ajudaram de forma direta e indireta na conclusão deste trabalho.

Aos técnicos, Aristides, Claudenete, Fabio, Miro e Zé Luis, pois alguns experimentos não teriam sido possíveis sem a colaboração deles.

Aos amigos, Armando, Carmo, Davi, Germano, Guilherme, Leandro, Luciano, Marcos, Montoya, Renato, Rafael, Silvia e Vera pela ajuda, apoio, companheirismo e amizade.

A CAPES, pelo aporte financeiro sem o qual isto seria inviável.

*“Você pode fazer qualquer coisa se tiver entusiasmo.
Pessoas cheias de entusiasmo são lutadoras, incansáveis,
renovam suas energias para executar idéias e projetos.
Entusiasmo é a base para o progresso. Com ele, existem realizações.
Sem ele, existem somente desculpas.”*
(Henry Ford)

Resumo

TORRES, Luis Vanderlei, Avaliação da Tixoconformabilidade das Ligas AA7075 e AA7004, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 102p. Dissertação (Mestrado).

Este trabalho teve como objetivo avaliar a tixoconformabilidade das ligas AA7075 e AA7004 abrangendo todas as etapas do processo: caracterização em termos de micro e macroestrutura; caracterização do comportamento viscoso; e o processo de tixoforjamento em prensa excêntrica em matriz fechada. As ligas foram submetidas a tratamentos térmicos de globularização pelos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, para duas condições de frações sólidas, 45% e 60%; foram realizados ensaios de viscosidade sob as mesmas condições e ensaios de tixoforjamento com o tempo de 210s e fração sólida de 45%. Por fim, foram avaliadas as propriedades mecânicas da peça tixoforjada. Os tratamentos térmicos promovem a globularização das partículas de fase primária, de forma que os melhores resultados de viscosidade foram alcançados para ligas submetidas aos tempos de tratamento por 210s e frações sólidas de 45%: as ligas AA7075 e AA7004 apresentaram resultados de viscosidade aparente na faixa de 10^3 a 10^5 (Pa.s), segundo a literatura materiais que se encontram nesta faixa de viscosidade possuem o comportamento similar à do vidro fundido e demonstram alta conformabilidade. Destaca-se que a liga AA7004 globularizada por 210s e fração sólida de 45% obteve o melhor resultado de viscosidade aparente, (6,52E+3 Pa.s), mostrando-se mais viável ao processo de tixoconformação. As peças tixoforjadas apresentaram total preenchimento da matriz, porém apresentaram resultados inferiores de propriedades mecânicas em termos de resistência e alongamento quando comparadas as estruturas fundidas originais.

Palavras Chave: Semi-sólido, Tixoforjamento, AA7075, AA7004.

Abstract

TORRES, Luis Vanderlei, Evaluation of Thixoformability of AA7075 and AA7004 Alloys, Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2009. 102p. Thesis (MSc).

The goal of this work was to evaluate the thixoformability of AA7075 and AA7004 alloys, including all the stages process: characterization in terms of micro and macrostructures; characterization of the rheological behavior; and the thixoforging process in an eccentric press using a matrix-type close. The alloys were submitted to re-heating treatment for 0s, 30s, 90s and 210s in two conditions of solid fraction, 45% and 60%; had been realized tests of viscosity under the same conditions and thixoforging tests with the time 210s and solid fraction of 45%. Finally, had been the mechanical properties of the thixoforged piece. Re-heating treatment times promote the solid phase particles globularization, from that the best results of viscosity been reached for alloys treated during 210s and solid fractions of 45%: AA7075 and AA7004 alloys presented resulted of apparent viscosity of 10^3 a 10^5 (Pa.s), literature according to materials that if find in this index of viscosity possess the similar behavior the casting glass and demonstrate high conformability. To be outstanding the AA7004 alloy with the time of 210s and solid fraction of 45% got optimum result of apparent viscosity, (6,52E+3 Pa.s), revealing more viable the process thixoforming. The thixoforged piece presented total fulfilling of the matrix, however presented results low the mechanical properties in terms the resistance and elongation when compared the original casting structures.

Key Words: Semi-solid, Thixoforming, AA7075, AA7004.

Índice

Dedicatória	iv
Agradecimentos.....	v
Resumo.....	vii
Abstract	viii
Lista de Figuras	xii
Lista de Tabelas.....	xvi
Nomenclatura	xvii
Capítulo 1	1
Apresentação	1
1.1 Introdução.....	1
1.2 Objetivos	2
1.3 Organização.....	3
Capítulo 2	5
Fundamentos Teóricos	5
2.1 Alumínio: conceitos gerais.....	5
2.2 Ligas Al-Zn	8
2.3 Reofundição e tixoconformação: conceitos gerais.....	9
2.4 Mecanismos de formação de estruturas globulares semi-sólidas	10
2.5 Caracterização de estruturas semi-sólidas.....	15
2.5.1 Caracterização metalúrgica de estruturas semi-sólidas	15
2.5.2 Caracterização do escoamento de estruturas semi-sólidas	18
2.6 Processos de tixoconformação	22

2.6.1 Tixofundição ou tixoinjeção.....	23
2.6.2 Tixoextrusão.....	24
2.6.3 Tixoforjamento.....	25
2.7 Vantagens do processamento de materiais no estado semi-sólido.....	29
Capítulo 3.....	31
Materiais e Métodos.....	31
3.1 Materiais.....	33
3.2 Tratamento térmico de solubilização.....	33
3.3 Caracterização das temperaturas via DSC e <i>software</i> Thermo-Calc®.....	34
3.4 Tratamento térmico de globularização.....	35
3.4.1 Caracterização micro e macroestrutural.....	36
3.5 Ensaio de compressão a quente.....	38
3.6 Montagem do sistema de tixoforjamento em prensa excêntrica.....	40
3.6.1 Ensaio de tixoforjamento em prensa excêntrica.....	43
3.7 Ensaio de tração.....	44
Capítulo 4.....	46
Resultados e Discussões.....	46
4.1 Temperatura de solubilização.....	46
4.2 Avaliação das temperaturas de trabalho.....	47
4.3 Caracterização micro e macroestrutural.....	53
4.3.1 Caracterização microestrutural.....	53
4.3.2 Caracterização macroestrutural.....	59
4.4 Caracterização da viscosidade (ensaio de compressão a quente).....	66
4.5 Pré-ensaios de tixoforjamento.....	75
4.5.1 Tixoforjamento em prensa excêntrica.....	77
4.6 Comportamento mecânico em tração.....	84
Capítulo 5.....	89
Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.....	89
5.1 Tratamento térmico de solubilização.....	89
5.2 Avaliação das temperaturas de trabalho.....	89
5.3 Caracterização micro e macroestrutural.....	89

5.4 Caracterização da viscosidade (ensaio de compressão a quente).....	90
5.5 Tixoforjamento em prensa excêntrica	91
5.6 Comportamento mecânico em tração	91
Referências Bibliográficas	93

Lista de Figuras

Figura 2.1: Evolução da estrutura durante a solidificação sob vigorosa agitação: (a) fragmento inicial de dendrita; (b) crescimento da dendrita; (c) e (d) estrutura de roseta; (e) estrutura globular (FLEMINGS, 1991).	12
Figura 2.2: Esquema geral dos mecanismos de engrossamento dendrítico de <i>Ostwald ripening</i> : (a) e (b) Kattamis e Flemings (KATTAMIS, 1967); (c) Kahlweit (KAHLWEIT, 1968).....	12
Figura 2.3: Esquema geral dos mecanismos de engrossamento dendrítico por coalescência: (a) Young e Kirkwood (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994); (b) Genda (GENDA, 1987).....	13
Figura 2.4: 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).	14
Figura 2.5: Estrutura de uma liga AA356 tixofundida sob agitação eletromagnética de 1200W, reaquecida a 580°C e mantida em condição 210s: (a) macrografia mostrando os grãos da amostra; (b) micrografia mostrando os glóbulos de fase primária (ZOQUI, 2001).	16
Figura 2.6: Curva típica tensão-deformação para materiais semi-sólidos e sólidos (Adaptado de KANG <i>et al.</i> , 1999).	21
Figura 2.7: Diagrama esquemático de compressão a quente onde A é a região que concentra a parte sólida, B a região aonde coexiste sólido-líquido e C a região aonde ocorrerá à segregação de líquido (Adaptado de KANG <i>et al.</i> , 1999).	21
Figura 2.8: Processos mais empregados para conformar materiais no estado semi-sólido (Adaptado de KOPP, 2001; FELTRIN, 2004).	23
Figura 3.1: Fluxograma das etapas de trabalho.....	32
Figura 3.2: Detalhe do material após o corte.	34

Figura 3.3: Forno resistivo e sistema de aquisição de dados utilizados nos tratamentos térmicos de globularização.....	36
Figura 3.4: Equipamento utilizado para a captura das imagens: (a) microscópio óptico Leica DM ILM; (b) imagem de uma microestrutura da liga AA7004; (c) imagem de uma macroestrutura da liga AA7004.	37
Figura 3.5: Equipamentos utilizados nos ensaios de compressão a quente: (a) máquina universal de ensaios com forno resistivo acoplado e com sistema de aquisição de dados; (b) detalhe da amostra antes do ensaio de compressão a quente; (c) detalhe da amostra imediatamente após o ensaio de compressão a quente.....	39
Figura 3.6: Conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento. ...	41
Figura 3.7: Matrizes utilizadas na realização dos ensaios de tixoforjamento.	43
Figura 3.8: Dimensões finais das peças tixoforjadas e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.....	44
Figura 3.9: Equipamento utilizado nos ensaios de tração: (a) máquina universal de ensaios com guarras acolpadas; (b) detalhe da amostra antes do ensaio de tração; (c) detalhe da amostra imediatamente após o ensaio de tração.	45
Figura 4.1: Curva originária do ensaio de DSC da liga AA7075.....	48
Figura 4.2: Curva originária do ensaio de DSC da liga AA7004.....	48
Figura 4.3: Curva da fração líquida <i>versus</i> temperatura para a liga AA7075, obtida via ensaio de DSC.	49
Figura 4.4: Curva da fração líquida <i>versus</i> temperatura para a liga AA7004, obtida via ensaio de DSC.	49
Figura 4.5: Curva da fração líquida <i>versus</i> temperatura estimada pelo <i>software</i> Thermo-Calc [®] para a liga AA7075.	51
Figura 4.6: Curva da fração líquida <i>versus</i> temperatura estimada pelo <i>software</i> Thermo-Calc [®] para a liga AA7004.	51
Figura 4.7: Micrografias das ligas fundidas (como recebida). Aumento: 50x.....	54
Figura 4.8: Micrografias das ligas fundidas e solubilizadas. Aumento: 50x.	54
Figura 4.9: Micrografias da liga AA7075 tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.	55

Figura 4.10: Micrografias da liga AA7004 tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.....	56
Figura 4.11: Macrografias das ligas fundidas (como recebida). Aumento: 50x.	60
Figura 4.12: Macrografias das ligas fundidas e solubilizadas. Aumento: 50x.....	60
Figura 4.13: Macrografias da liga AA7075 tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.....	62
Figura 4.14: Macrografias da liga AA7004 tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.....	63
Figura 4.15: Valores de RQI em função do tempo de tratamento para cada uma das ligas estudadas.	66
Figura 4.16: Curvas da tensão <i>versus</i> deformação das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45% de fração sólida.	68
Figura 4.17: Curvas da tensão <i>versus</i> deformação das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60% de fração sólida.	68
Figura 4.18: Curvas da viscosidade aparente <i>versus</i> taxa de cisalhamento das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45% de fração sólida.....	71
Figura 4.19: Curvas da viscosidade aparente <i>versus</i> taxa de cisalhamento das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60% de fração sólida.....	71
Figura 4.20: Efeito do tempo de tratamento sobre a viscosidade aparente para cada uma das ligas estudadas.	74
Figura 4.21: Peças iniciais que foram obtidas nos pré-ensaios de tixoforjamento para a determinação das medidas finais.....	76
Figura 4.22: Réplicas das peças tixoforjadas da liga AA7075 tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s.	78
Figura 4.23: Réplicas das peças tixoforjadas da liga AA7004 tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s.	79
Figura 4.24: Diferentes regiões da peça tixoforjada: (a) extremidade da peça; (b) parte onde ocorre a curvatura da peça; (c) parte central da peça.	80
Figura 4.25: Micrografias das ligas AA7075 e AA7004 tixoforjadas: (a) extremidade da peça; (b) área onde ocorre a curvatura da peça; (c) área central da peça. Aumento: 50x.....	81

Figura 4.26: Macrografias das ligas AA7075 e AA7004 tixoforjadas: (a) extremidade da peça; (b) área onde ocorre a curvatura da peça; (c) área central da peça. Aumento: 50x.....82

Figura 4.27: Modelo esquemático do preenchimento da matriz no tixoforjamento: (a) início; (b) recalque; (c) cisalhamento; (d) compactação (Adaptado de ROVIRA, 2001).....84

Figura 4.28: Curvas de tensão *versus* deformação para a condição fundida e solubilizada, tixoforjada e tixoforjada e solubilizada.....85

Figura 4.29: Comparação da microestrutura da liga AA7075 nas três condições analisadas: (a) condição fundida e solubilizada; (b) condição de 45% de fração sólida e tempo de tratamento de 210s antes do ensaio de tixoforjamento; (c) condição tixoforjada. Aumento:50x.....88

Lista de Tabelas

Tabela 2.1: Propriedades mecânicas das ligas da série 7XXX.	8
Tabela 2.2: Valores do CSF e as formas típicas das partículas (XIA, 1998).	17
Tabela 3.1: Composição química conforme fabricante.	33
Tabela 4.1: Temperatura de solubilização empregada nas ligas estudadas (INFOMET, 2008). ...	47
Tabela 4.2: Temperatura <i>liquidus</i> e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60%, obtidas via ensaio de DSC.	50
Tabela 4.3: Temperatura <i>liquidus</i> e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60%, obtidas através de simulações no <i>software</i> Thermo-Calc [®]	50
Tabela 4.4: Sumário de temperaturas de trabalho encontradas para cada um dos métodos de caracterização da transformação sólido-líquido.	52
Tabela 4.5: Valores de tamanho médio de glóbulo primário e de fator de forma para cada condição de ensaio proposta.	58
Tabela 4.6: Valores de tamanho médio de grão e de RQI para cada condição de ensaio proposta.	64
Tabela 4.7: Valores da tensão média e tensão máxima das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.	70
Tabela 4.8: Valores da viscosidade aparente média das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.	73
Tabela 4.9: Dimensões iniciais dos corpos de prova.	75
Tabela 4.10: Média da força máxima das ligas estudadas para a condição de ensaio proposta. ...	77
Tabela 4.11: Valores da tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (ε) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.	87

Nomenclatura

Letras Latinas

A_α	área da entidade avaliada	[μm]
d_0	diâmetro inicial	[mm]
e	deformação de engenharia	
F	força	[N]
H_0	altura inicial	[mm]
H	altura instantânea	[mm]
m	constante de proporcionalidade	
n	<i>Power-Law Index</i>	
P_α	perímetro da entidade avaliada	[μm]
t	tempo	[s]
V	volume	[mm^3]

Letras Gregas

α	solução sólida	
ε	alongamento	[%]
γ	taxa de cisalhamento	[s^{-1}]
μ	viscosidade	[Pa.s]
σ	tensão normal	[MPa]
σ_e	tensão limite de escoamento	[MPa]

σ_m	tensão média	[MPa]
σ_{max}	tensão máxima	[MPa]
τ	tensão de cisalhamento	[MPa]

Abreviações

CSF	<i>circularity shape factors</i> (fator de forma de circularidade)	
fs	fração sólida	
GLS	<i>globule size</i> (tamanho de glóbulo)	[μm]
GS	<i>grain size</i> (tamanho de grão)	[μm]
LRT	Limite de Resistência à Tração	[MPa]
SF	<i>shape factor</i> (fator de forma)	
wt%	<i>weight percent</i>	

Siglas

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
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
MTS	<i>Machine Testing System</i>
NRC	<i>New Rheocasting Process</i>
RQI	<i>Rheocast Quality Index</i>
UNICAMP	Universidade Estadual de Campinas

Capítulo 1

Apresentação

Este trabalho apresenta resultados sobre a viabilidade de se utilizar as ligas AA7075 e AA7004, produzidas por lingoteamento contínuo convencional, como matéria prima para processos de tixoconformação. Trata-se na realidade de se avaliar a tixoconformabilidade destas ligas. Avaliou-se ainda o efeito do tixoforjamento em matriz fechada de tais materiais em termos de comportamento mecânico do produto final. Nesta apresentação são introduzidos alguns tópicos relevantes acerca dos assuntos que permeiam esta dissertação, bem como os objetivos esperados.

1.1 Introdução

A indústria automobilística tem se mostrado como principal patrocinadora para o desenvolvimento de novos processos para a produção de peças com materiais no estado semi-sólido. A utilização do alumínio nos automóveis, primeiramente sob a forma de fundido, aumentou drasticamente devido à necessidade de se produzir partes com alta resistência mecânica, alta confiabilidade e baixo peso. Assim sendo, é neste nicho de mercado que se torna importante o desenvolvimento da tecnologia de produção de peças no estado semi-sólido (FIGUEREDO, 2001).

A conformação semi-sólida, ou tixoconformação, nada mais é do que o processamento de ligas metálicas no estado de coexistência de fase sólida e fase líquida. Estes materiais semi-sólidos apresentam características estruturais particulares. Diferente, portanto, dos processos

convencionais de fundição e conformação, seja no aspecto de processamento como no aspecto morfológico. (SPENCER, MEHRABIAN, FLEMINGS, 1972; FLEMINGS, RIEK, YOUNG, 1976).

Os estudos para a produção de partes *near-net-shape* (componentes próximos à forma final), têm progredido conjuntamente com os estudos para a redução do peso dos materiais nas linhas de produção das indústrias automobilísticas. Especialmente devido aos seus diversos méritos quando comparados com os processos convencionais de conformação, tais como fundição e fundição sob pressão. Pode-se citar a economia de energia, a redução de etapas de produção, o aumento da produtividade e da qualidade em geral. O forjamento no estado semi-sólido, ou tixoforjamento ocorre quando um material no estado semi-sólido apresenta uma estrutura globular devido a um tratamento térmico. Nessas condições, o material é conformado sobre pressão em uma matriz de forjamento, tomando sua forma final. O produto final apresenta alta homogeneidade estrutural, baixa segregação e porosidade.

Desta forma tem-se aplicações na indústria militar, aeronáutica e 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 (Alfa Romeo, Fiat, entre outras). Nos Estados Unidos, a produção inclui ainda componentes mecânicos para bicicletas e veículos de neve, na Ásia há uma concentração na produção de eletrônicos como *cases* para computadores portáteis e componentes para rede elétrica, particularmente empregando ligas de magnésio em processos de tixofundição (GARAT, MAENNER, SZTUR, 2000; YOUNG, EISEN, 2000).

Quanto à matéria-prima, as ligas de alumínio são as de maior aplicação nos processos que envolvem materiais semi-sólidos. No entanto, as ligas alumínio-sílicio apresentam destaque quando comparadas com outras, ocupando cerca de 95% de todas as aplicações, enquanto que todas as outras somadas representam somente 5%, segundo Chiarmetta (2000).

1.2 Objetivos

Este trabalho tem como objetivo geral contribuir com o desenvolvimento do campo da conformação semi-sólida, ou tixoconformação, analisando com mais profundidade, as ligas de

alumínio AA7075 e AA7004. Tem como objetivos específicos analisar ambas as ligas em termos de:

- Caracterização micro e macroestrutural: analisando a evolução morfológica e determinando os tamanhos de glóbulos primários, tamanhos de grãos, fator de forma de circularidade (CSF), fator de forma (SF) e cálculos do *Rheocast Quality Index* (RQI);
- Comportamento viscoso: determinando a tensão média e máxima de escoamento, além de se determinar as viscosidades aparentes;
- Propriedades mecânicas decorrentes do processo de tixoforjamento.

Sob diferentes condições de tempo e temperatura.

1.3 Organização

Na seqüência deste trabalho apresenta-se, no Capítulo 2, alguns conceitos relevantes a cada etapa adotada nesta pesquisa, tais como uma visão geral sobre o alumínio, ligas Al-Zn, conceitos sobre reofundição e tixoconformação, principais mecanismos de formação de estruturas semi-sólidas, caracterização de estruturas semi-sólidas, processos de tixoconformação, tais como, tixoinjeção, tixoextrusão e tixoforjamento, além dos princípios, variáveis e vantagens do processo de tixoforjamento.

O Capítulo 3 trata dos materiais e métodos empregados neste trabalho, caracterização das ligas via ensaios de DSC e emprego do *software* Thermo-Calc[®], tratamentos térmicos de solubilização e de globularização, caracterização micro e macroestrutural das ligas, ensaios de compressão a quente, ensaios de tixoforjamento e por fim os ensaios de tração das ligas estudadas.

No Capítulo 4, encontram-se os resultados obtidos com discussões acerca das características micro e macroestruturais encontradas, bem como as características das ligas, com destaque para as caracterizações de tamanho de grãos, tamanho de glóbulo primário, fator de forma de circularidade (CSF), fator de forma (SF), e cálculos do *Rheocast Quality Index* (RQI), caracterizações de tensão média e tensão máxima de escoamento e viscosidade aparente de todas

as ligas em todas as condições estudadas. Além dos resultados obtidos através dos ensaios de tixoforjamento e dos ensaios de tração.

Finalmente, o Capítulo 5 traz as conclusões concebidas em função das hipóteses citadas, que norteiam todas as etapas desta pesquisa, bem como as sugestões para futuros trabalhos ligados a esta área de pesquisa.

Capítulo 2

Fundamentos Teóricos

Neste capítulo, será apresentado o estado da arte sobre o processamento de ligas de alumínio no estado semi-sólido, em especial sobre a reofundição e tixoconformação, além de alguns conceitos para o entendimento dos fenômenos ocorridos no processamento do material semi-sólido.

2.1 Alumínio: conceitos gerais

O alumínio, apesar de ser o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, é o metal mais jovem usado em escala industrial. Começou a ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos. Sua produção atual supera a soma de todos os outros metais não ferrosos. Hoje, os Estados Unidos e o Canadá são os maiores produtores mundiais de alumínio. Entretanto, nenhum deles possui jazidas de bauxita em seu território, dependendo exclusivamente da importação. O Brasil tem a terceira maior reserva do minério no mundo localizada na região amazônica, perdendo apenas para Austrália e Guiné (ABAL, 2008).

O rápido crescimento do alumínio na indústria é resultado de uma série de fatores: é um metal que possui excelentes combinações de propriedades, resultando num vasto campo de aplicações em engenharia; pode ser facilmente transformado por meio de todos os processos metalúrgicos convencionais, tornando-se assim, viável à indústria de manufatura (ABAL, 2008).

O alumínio possui excelentes propriedades mecânicas quando comparadas com os outros materiais, entre elas, podemos citar (ABAL, 2008):

- Limite de resistência à tração: Para o alumínio puro recozido, essa razão é de aproximadamente 48MPa, sendo que o valor aumenta em função da liga, do trabalho a frio e do tratamento térmico (quando possível);
- Limite de escoamento: Para o alumínio é de aproximadamente 0,2% do comprimento original medido em um corpo de prova normal. É importante definir este grau de deformação permanente porque as ligas de alumínio não possuem limite de escoamento tão pronunciado como a maioria dos aços. O limite do alumínio puro é de aproximadamente 13MPa;
- Dureza: Os elementos de liga aumentam em muito sua resistência com o alumínio, assim como o tratamento térmico e o endurecimento pelo trabalho a frio. Entretanto a dureza é significativamente mais baixa do que a maioria dos aços;
- Módulo de elasticidade: O módulo de elasticidade do alumínio é de 69GPa. Representa um terço do módulo de elasticidade do aço. Essa propriedade tem como vantagem dar às estruturas de alumínio uma elevada capacidade de amortecer golpes e reduzir as tensões produzidas pela variação da temperatura.

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. As ligas trabalhadas se subdividem em diversas séries de acordo com sua composição química. A seguir serão descritas as diversas séries (ABAL, 2008):

- Ligas da série 3XXX: Uma das mais utilizadas. Sua conformabilidade e resistência à corrosão são similares às do alumínio comercialmente puro (série 1XXX), com propriedades mecânicas um pouco maiores, particularmente quando deformadas a frio;
- Ligas da série 5XXX: São as mais resistentes. Estão disponíveis em vários formatos, como lâminas, chapas, perfis, tubos, arames, etc. Elas também possuem elevada resistência à corrosão e são facilmente produzidas e soldadas;
- Ligas tratadas termicamente de média resistência: Contêm magnésio e silício (série 6XXX), possuem elevada resistência à corrosão, mas perdem um pouco da sua capacidade de serem trabalhadas;

- Ligas tratadas termicamente de elevada resistência: Têm no cobre (série 2XXX) ou no zinco (série 7XXX) os principais elementos de liga. São tão resistentes quanto o aço estrutural, mas necessitam de proteção superficial. Estas ligas são utilizadas quando o fator resistência/peso for essencial, como na indústria aeronáutica.

Os principais empregos destas ligas vão desde aplicações gerais como, utensílios domésticos, carrocerias de ônibus, embarcações, construção civil, até fins mais específicos como equipamentos para a indústria alimentícia e química e na confecção de peças sujeitas aos mais elevados esforços mecânicos como, na indústria aeronáutica, militar (CAYLESS, 1992).

Diferentemente das ligas trabalhadas, a maioria das ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição como fundida (e, em alguns casos, com tratamento térmico) e, conseqüentemente, um grupo diferente de ligas tem sido formulado para a produção de peças fundidas. Freqüentemente 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 freqüentemente utilizado como um elemento de liga, para proporcionar melhores propriedades mecânicas, como maior dureza e resistência exigidas em serviço. Uma pequena proporção de magnésio também está presente em algumas ligas em conjunto com silício para tornar a liga mais suscetível ao tratamento térmico (ABAL, 2008).

As ligas Al-Si-Mg são as mais empregadas dentre as ligas de fundição. As ligas com maiores teores de silício são geralmente empregadas para fundições mais complexas e para fundições sobre pressão e em coquilha, que exigem o uso de técnicas mais precisas para evitar problemas como a fragilização. As ligas Al-Mg apresentam maiores problemas de 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, 1992). Tem-se ainda que os principais empregos destas ligas vão desde equipamentos para a indústria alimentícia e química, até peças submetidas a elevadas tensões na engenharia de aviação, marítima e de transporte, como por exemplo, bloco de motores, componentes de aeronaves, de mísseis e embarcações (KEARNEY, 1992).

2.2 Ligas Al-Zn

Entre as ligas da série 7XXX (Al-Zn) destacam-se os subgrupos Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu, que são ligas endurecíveis por precipitação, ou seja, mediante tratamento térmico controlado em condições específicas, geralmente de solubilização e envelhecimento, apresentando ganhos significativos de dureza (HATCH, 1990). As ligas Al-Zn-Mg foram estudadas por muito tempo, principalmente com o intuito de superar a desvantagem significativa causada por sua baixa resistência à corrosão sob tensão. A primeira liga da série 7XXX a ser introduzida no mercado foi a liga AA7076 destinada à produção de aeronaves em 1940, mas somente em 1943 com o desenvolvimento da liga AA7075, esse tipo de liga ganhou maior presença na indústria aeronáutica (HATCH, 1990).

Em 1960, foi introduzida no mercado a liga AA7001, sendo esta a liga de alumínio com maior resistência mecânica já produzida comercialmente. Entretanto, dificuldades de produção, baixa tenacidade entre outras inviabilizaram seu uso extensivo. Recentemente novas versões da liga AA7075 estão sendo empregadas em maior escala devido à sua alta resistência mecânica e maior ductilidade (HATCH, 1990). As ligas da série 7XXX encontram sua principal aplicação na indústria aeronáutica como já mencionado, uma vez que essas ligas atingem os níveis mais elevados de resistência mecânica entre as ligas de alumínio. Um resumo de suas principais propriedades mecânicas pode ser visto na Tabela 2.1.

Tabela 2.1: Propriedades mecânicas das ligas da série 7XXX.

<i>Propriedades Mecânicas</i>	<i>Valores</i>
Limite de resistência à tração (MPa)	70 - 800
Limite de escoamento (MPa)	80 - 770
Limite de resistência à fadiga (MPa)	140 - 220
Alongamento à ruptura em 50mm (%)	3 - 22
Dureza Brinell (MPa)	20 - 230
Dureza Vickers (MPa)	68 - 217
Módulo de elasticidade (GPa)	67 - 73
Módulo de cisalhamento (GPa)	25 - 27,6
Resistência ao cisalhamento (MPa)	50 - 400

Fonte: MatWeb, 2008.

Nos últimos anos as ligas Al-Zn-Mg têm recebido muita atenção. Essas ligas contêm teores reduzidos de zinco e magnésio com pequenas adições de manganês, cromo, titânio e zircônio. O cobre é eliminado ou limitado a teores muito baixos. Esse controle de composição química reflete-se na completa solubilização dos elementos de liga em temperaturas de tratamento térmico em contraste com as ligas de uso aeronáutico e com alta resistência mecânica. Os níveis ótimos de resistência mecânica são atingidos mesmo com taxas de resfriamento lentas. A menor sensibilidade ao resfriamento destas ligas, permite que, quando usadas na fabricação de peças espessas sejam reduzidas às distorções e as tensões residuais. Isso é possível quando apenas o zircônio (excluindo-se o cromo e o manganês) é adicionado para controlar o crescimento de grão (HATCH, 1990).

2.3 Re fundição e tixoconformação: conceitos gerais

Os termos re fundição e tixoconformação são as designações simplificadas da tecnologia que se aplica à obtenção de componentes a partir da conformação de ligas no estado semi-sólido. Enquanto a re fundição refere-se a esta obtenção de peças a partir do líquido, a tixoconformação faz o caminho inverso usando matéria prima inicialmente sólida. São inúmeras as vantagens apresentadas pelos métodos: menor consumo de energia, possibilidade de uso de diversas ligas e formas geométricas, aumento da vida útil de matrizes, obtenção de peças com excelente acabamento superficial e alta qualidade dimensional e produção *near-net-shape* (FLEMINGS, 1991; BROWN, 1993; KAPRANOS, 2000; WANG, 2002; ATKINSON, 2005).

O primeiro pesquisador a observar o comportamento reológico de pastas metálicas semi-sólidas foi Spencer, no ano de 1972, quando desenvolvia trabalhos de sua tese de doutorado, relacionados com a formação e desenvolvimento de trincas por contração durante a solidificação da liga Sn-15wt%Pb sob ação de forças cisalhantes, a liga mantinha uma baixa viscosidade mesmo quando havia uma significativa fração solidificada. Seu experimento consistia em manter a liga fundida em um viscosímetro de Couette, composto de uma câmara cilíndrica rotativa contendo um eixo fixo no seu centro, e então era iniciada a solidificação da liga a distintas taxas de resfriamento e de deformação, observando a formação e desenvolvimento de trincas por contração durante a solidificação (SPENCER, MEHRABIAN e FLEMINGS, 1972).

Entretanto, Spencer notou que a viscosidade da liga em solidificação nestas condições apresentava um comportamento particular muito interessante, mantendo elevada fluidez, mesmo para altas frações sólidas presentes na pasta. Descobriu também, que a pasta apresentava comportamento tixotrópico, no qual a sua viscosidade aparente é dependente da taxa de cisalhamento a que é submetida e do seu tempo de aplicação.

Spencer observou que o efeito das forças cisalhantes sobre a liga em solidificação faz sua natural formação dendrítica romper-se, com isso as partículas sólidas remanescentes deste processo de rompimento ficam suspensas no líquido em movimento. Mantendo a temperatura da liga num valor intermediário entre as linhas *solidus* e *liquidus*, estas partículas sólidas suspensas no líquido e que sobrevivem tendem a assumir uma geometria aproximadamente esférica, ou globular, por efeito da necessidade da redução da tensão superficial do glóbulo cristalino.

Essa morfologia globular da fração sólida da liga em solidificação sob ação de forças cisalhantes possui características especiais de escoamento capazes de reduzir sensivelmente sua viscosidade, possibilitando grandes deformações na pasta. Quando comparadas com a morfologia dendrítica na mesma condição de fração sólida, a situação é bem diferente, pois nesta, para reduzidas frações sólidas é requerida elevada força e cisalhamento para sua deformação (JOLY *et al.*, 1976).

É importante ressaltar que dependendo da rota utilizada para obtenção do material reofundido, a microestrutura final não é totalmente globular, somente o reaquecimento ao estágio de semi-sólido promove a globularização total, pois o aumento da temperatura fornece energia para os glóbulos e para os grãos crescerem e formarem uma estrutura homogênea (FLEMINGS, 1991).

2.4 Mecanismos de formação de estruturas globulares semi-sólidas

As matérias-primas empregadas no processo de tixoconformação podem ser obtidas através do processamento durante a solidificação e do processamento posterior à solidificação, em ambos os casos os processos visam à 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 ao de tixoconformação implicarão no reaquecimento desta matéria prima a uma 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 são os mecanismos de globularização e o engrossamento. Esses mecanismos 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 (FLEMINGS, 1991).

O mecanismo de globularização ocorre a partir do engrossamento das dendritas em meio líquido. Este fenômeno ocorre a partir de dendritas equiaxiais que estão em crescimento no líquido, resultantes de ramos desprendidos ou mesmo dendritas originais, sendo engrossadas pelos mecanismos de transferência de massa.

A Figura 2.1 apresenta toda a evolução estrutural durante a solidificação sob vigorosa agitação. Segundo Flemings (1991), a dendrita se forma de acordo com vários mecanismos, a origem desta dendrita pode ocorrer pela recristalização do material, pela quebra de braço de outras dendritas ou pela refusão de braços dendríticos, como ilustrado em (a). Estes fragmentos dendríticos continuam a crescer como ilustrado em (b). Com agitação contínua e o tempo de solidificação, a estrutura dendrítica se transforma em uma estrutura de roseta, como ilustrado em (c). Durante o resfriamento se obtêm uma outra estrutura de roseta como pode ser visto em (d). Com resfriamento lento ocorre a transformação de roseta para esfera (globular) como ilustrado em (e).

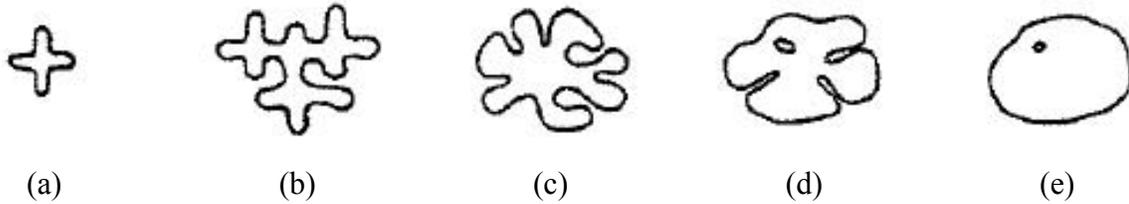


Figura 2.1: Evolução da estrutura durante a solidificação sob vigorosa agitação: (a) fragmento inicial de dendrita; (b) crescimento da dendrita; (c) e (d) estrutura de roseta; (e) estrutura globular (FLEMINGS, 1991).

O mecanismo de engrossamento envolve preferencialmente a transferência de massa de superfícies com raio menor de curvatura para outras com raios maiores de curvatura ou de superfícies curvas para superfícies planas. Existem dois mecanismos de engrossamento: *Ostwald ripening* e coalescência, esses mecanismos ocorrem quando o material é reaquecido ao estado semi-sólido. O mecanismo de engrossamento por *Ostwald ripening* consiste na dissolução de ramos menores, incorporação de soluto nos ramos maiores e difusão de soluto no líquido, tendo como resultado uma redução do número de ramos dendríticos e o aumento da distância entre eles, conforme pode ser visto nos três modelos propostos por Kattamis e Flemings (1967) e Kahlweit (1968), apresentados na Figura 2.2. Na realidade as três possibilidades podem ocorrer ao mesmo tempo, dependendo da região e das condições (MARSH, 1997).

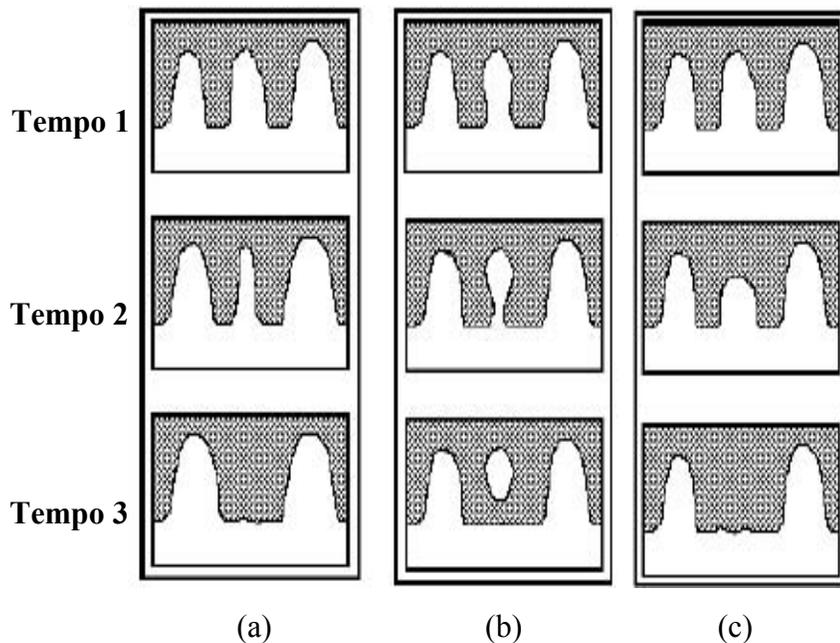


Figura 2.2: Esquema geral dos mecanismos de engrossamento dendrítico de *Ostwald ripening*: (a) e (b) Kattamis e Flemings (KATTAMIS, 1967); (c) Kahlweit (KAHLWEIT, 1968).

O mecanismo de engrossamento por coalescência consiste na aglomeração de ramos dendríticos secundários, esse mecanismo foi proposto por Young (1992) e Kirkwood (1994) e Genda, Yoyon e Geing (1987), conforme pode ser visto na Figura 2.3. Esta aglomeração resulta na supressão de superfícies de separação, levando a coalescência de dois ou mais braços em apenas um com maior dimensão.

Tanto o mecanismo de coalescência exposto por Kirkwood (1994) quanto o possível mecanismo proposto por Genda (1987) são amplamente aceitos pela literatura, porém, para o caso das estruturas semi-sólidas o mecanismo proposto por Genda tem sido o mais aceito uma vez que este mecanismo explica a formação do *entrapped liquid* apresentado por Flemings. Em todas as estruturas semi-sólidas 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 é uma constante. (ZOQUI, 1995).

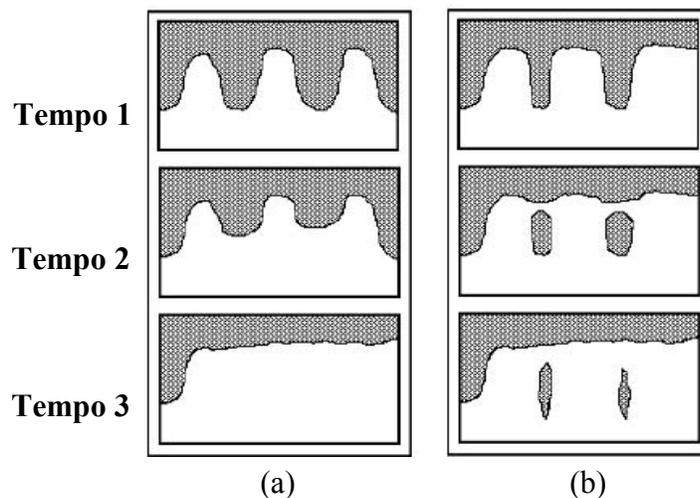


Figura 2.3: Esquema geral dos mecanismos de engrossamento dendrítico por coalescência: (a) Young e Kirkwood (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994); (b) Genda (GENDA, 1987).

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). Alguns 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 (MOHANTY, 1995).

Tendo em vista que a estrutura globular das pastas semi-sólidas é o resultado do rompimento de ramos dendríticos e sua globularização no líquido é 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 semi-sólidas a partir de material solidificado convencionalmente via processamento posterior à solidificação, pela fusão parcial seletiva de fases via tratamentos térmicos. A Fusão Parcial Controlada (FPC) basicamente envolve o aquecimento do material a temperaturas superiores à temperatura *solidus*, promovendo a liquefação de fases de baixo ponto 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 adequado resulta em estruturas globulares (REEVES e KATTAMIS, 1971; ROBERT e KIRKWOOD, 1987; ROBERT, 1989; ZOQUI, 2001).

A Figura 2.4 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).

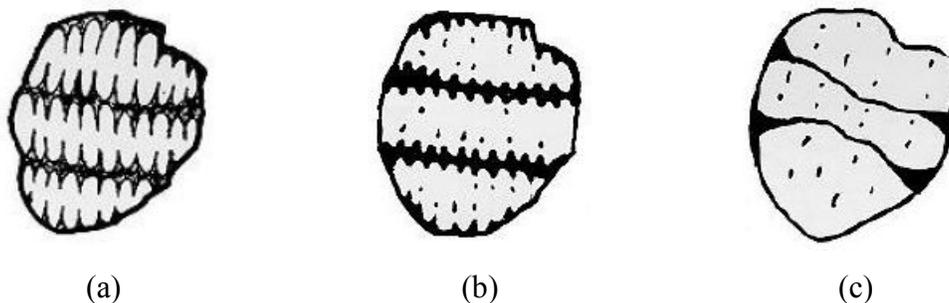


Figura 2.4: Esquema da evolução de uma estrutura dendrítica durante a globularização: (a) grão com os fragmentos dendríticos iniciais; (b) fusão parcial dos contornos de grão e contornos interdendríticos; (c) globularização dos braços dendríticos (Adaptado de ZOQUI, 2001).

2.5 Caracterização de estruturas semi-sólidas

A caracterização dos materiais semi-sólidos, ainda apresenta várias lacunas. Dadas as interconexões apontadas por Apaydin (1982) e Ito (1992), a perfeita caracterização da microestrutura fica comprometida uma vez que apenas a análise em três dimensões pode fornecer uma visão real a respeito destas estruturas. A caracterização plena desta estrutura é de fundamental importância uma vez que a morfologia da fase primária influenciará no comportamento em termos de viscosidade e de conformabilidade desta pasta (NIROUMANDI, 1998; NIROUMANDI, 2000).

Paes *et al.* (2000) também discutiram o tema da morfologia dos glóbulos em três dimensões. Analisaram a evolução estrutural de ligas de alumínio AA356 e AA2024 através de três diferentes métodos de obtenção do material globular: fusão parcial controlada, agitação mecânica e agitação eletromagnética. Observaram que a morfologia da fase primária não apresentava a morfologia esférica esperada, e que as ligas produzidas por agitação eletromagnética apresentavam estruturas mais complexas. As ligas produzidas por fusão parcial controlada apresentaram uma estrutura homogênea. Assim como os outros autores, concluíram que a análise em 3D é fundamental para a real caracterização da fase primária em pastas tixotrópicas.

Suéry (2004), propõe alguns parâmetros que podem ser utilizados para a caracterização completa da estrutura tixotrópica, como a fração sólida, o tamanho dos glóbulos, a contigüidade e o fator de forma.

2.5.1 Caracterização metalúrgica de estruturas semi-sólidas

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. 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).

Portanto, neste trabalho convencionou-se denominar como grão à unidade presente na metalografia colorida aqui denominada de macrografia e 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. A Figura 2.5 exemplifica o que, neste trabalho, chama-se de grão e glóbulo, respectivamente.

Segundo Zoqui (2001), ao se confrontar o tamanho de grão (macrografia) com o tamanho de glóbulo (micrografia) em uma liga fundida, pode-se estabelecer uma correlação direta entre grão, glóbulo e fator de forma da fase primária.

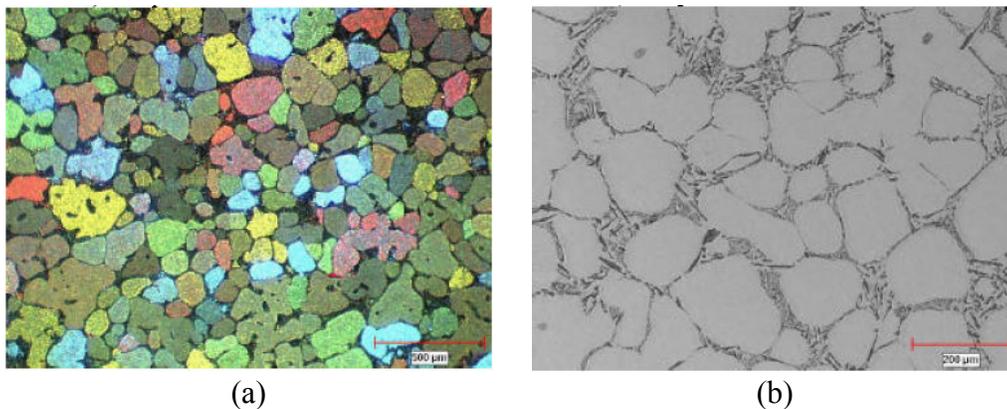


Figura 2.5: Estrutura de uma liga AA356 tixofundida sob agitação eletromagnética de 1200W, reaquecida a 580°C e mantida em condição 210s: (a) macrografia mostrando os grãos da amostra; (b) micrografia mostrando os glóbulos de fase primária (ZOQUI, 2001).

Com as informações dos tamanhos de grãos e partículas primárias disponíveis, Zoqui (2001) desenvolveu uma ferramenta de trabalho, o *Rheocast Quality Index* (RQI), que correlaciona parâmetros morfológicos com parâmetros macro e microestruturais, permitindo assim analisar a eficiência do método de obtenção da matéria prima, e é dada por:

$$RQI = \left(\frac{GLS}{GS} \right) SF \quad (\text{Equação 2.1})$$

Onde GLS é o tamanho da partícula primária e SF é o fator de forma na microestrutura enquanto que o GS é o tamanho de grão na macroestrutura. Dividindo-se o tamanho da partícula primária pelo tamanho de grão, chega-se então a uma razão entre a macro e microestrutura do

material, para a qual espera-se que o valor encontrado seja o mais próximo de “1”, pois nestas condições o tamanho de grão seria igual ao tamanho de glóbulo, fato que implicaria em uma estrutura menos complexa. O fator de forma empregado na equação 2.1 acima foi o parâmetro de circularidade, inverso do parâmetro de *roundness*, ou *surface factor* (SF) e é dada por:

$$SF = \frac{4\pi A_{\alpha}}{P_{\alpha}^2} \quad (\text{Equação 2.2})$$

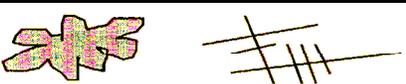
Onde A_{α} é a área da entidade avaliada e P_{α} é o perímetro da entidade avaliada.

Existem inúmeros fatores de forma, entre eles podemos citar também, o fator de forma de circularidade, *circularity shape factors* (CSF), utilizado por Xia (1998) e é dado por:

$$CSF = \frac{P^2}{A} \quad (\text{Equação 2.3})$$

Onde, novamente, A é a área da entidade avaliada e P é o perímetro da entidade avaliada. Xia (1998), descreve que para cada forma da partícula, há um valor médio de CSF, sendo que para a forma globular (maior circularidade) o valor de CSF deve estar entre 12 a 17. O autor classificou as formas das partículas para a liga AA2618, sendo que para a maioria dos casos ele obteve um valor aproximado de CSF de 20, onde se classificou com um grão quase globular. Na Tabela a seguir, pode-se ver quais são os valores de circularidade para cada situação.

Tabela 2.2: Valores do CSF e as formas típicas das partículas (XIA, 1998).

<i>Valores CSF</i>	<i>Forma típica das partículas</i>
<i>12-17</i>	
<i>18-20</i>	
<i>21-30</i>	
<i>31+</i>	

Tem-se, portanto que diferentes autores utilizaram diferentes maneiras para caracterizar a pasta semi-sólida. O objetivo deste trabalho é demonstrar um método simplificado para se executar esta caracterização, levando em conta os fatores de forma (que caracterizam o grau de globularização da matéria-prima) assim como os fatores metalúrgicos tais como tamanho da fase primária e/ou tamanho de grão.

2.5.2 Caracterização do escoamento de estruturas semi-sólidas

A caracterização do escoamento dos materiais semi-sólidos, também teve origem no grupo de Flemings. Spencer (1972) e outros autores utilizaram viscosímetros do tipo Couette para entender o comportamento viscoso das pastas, mas estes equipamentos são complexos e verificam a viscosidade em condições muito específicas, muitas vezes distantes da aplicação prática necessária ao desenvolvimento.

Desde então muitos métodos e equipamentos têm sido desenvolvidos para se medir ou avaliar a viscosidade dos materiais semi-sólidos. Em dezembro de 1980 Laxmanan e Flemings (1980), publicaram o primeiro trabalho completo a respeito da utilização dos testes de compressão a quente para a caracterização reológica destes materiais.

Todas as análises das características de escoamento do material semi-sólido obtidas nesta dissertação, do mesmo modo que a maioria dos estudos neste campo, tem 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) num dado tempo (t) em compressão, com altura instantânea (H), é dada por:

$$e = 1 - \left(\frac{H}{H_0} \right) \quad \text{(Equação 2.4)}$$

Assumindo que o volume, (V), é constante durante todo o ensaio de compressão e que a amostra seja comprimida entre duas placas cuja área de superfície é maior que a maior área

ocupada pelo material deformado, a tensão (σ) num determinado tempo (t) de ensaio será dada por:

$$\sigma = \frac{FH_0}{V}(1 - e) = \frac{FH}{V} \quad (\text{Equação 2.5})$$

Onde (F) é a força aplicada num 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:

$$\frac{1}{H^4} - \frac{1}{H_0^4} = \frac{8\pi Ft}{3\mu V^2} \quad (\text{Equação 2.6})$$

Desta maneira é possível obter a viscosidade (μ) ao se montar um gráfico de ($1/H^4 - 1/H_0^4$) por (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:

$$\mu = \left(\frac{8\pi F}{3V^2} \right) \left(\frac{1}{H^4} - \frac{1}{H_0^4} \right)^{-1} t \quad (\text{Equação 2.7})$$

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:

$$\gamma'_{AV} = - \left(\sqrt{\frac{V}{\pi}} \right) \left(\frac{\delta H / \delta t}{2H^{2,5}} \right) \quad (\text{Equação 2.8})$$

Com isso é possível obter a viscosidade em função do tempo, assim como a taxa média de cisalhamento. A caracterização de ambos visa estabelecer meios para analisar o comportamento não-newtoniano destas pasta, uma vez que o material semi-sólido não se comporta como um

material newtoniano e sim como um fluido tixotrópico. Para tanto Laxmanan e Flemings (1980) utilizaram o modelo *Ostwald-de-Waele* ou *Power-Law*, conforme a equação 2.9, que correlaciona a tensão-deformação com a viscosidade aparente.

$$\mu = m \dot{\gamma}^{(n-1)} \quad (\text{Equação 2.9})$$

Aonde 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 a influenciar 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 para a viscosidade (FLEMINGS, 1991).

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.

Ferrante *et al.* (1999), determinou a viscosidade aparente de metais semi-sólidos através de testes de indentação, onde a amostra é aquecida até a temperatura semi-sólida desejada e em seguida, é aplicada sobre a amostra cargas através de um indentador. Através desses testes, os autores observaram que quando comparadas às amostras dendríticas e semi-sólidas, a viscosidade era menor para as amostras semi-sólidas quando se tratava da mesma taxa de indentação analisada, devido à sua estrutura globular. Além disso, os autores observaram que dentro de uma mesma condição (dendrítica ou semi-sólida), o aumento da taxa de indentação reduzia a viscosidade aparente do material dentro da mesma fração sólida.

Kang *et al.* (1999), realizaram testes de compressão a quente em ligas AA356 semi-sólidas. Neste trabalho os autores comparam a curva tensão-deformação, de metais com estrutura globular (caracterizados como metais semi-sólidos) com materiais de comportamento sólido, conforme pode ser visto na Figura 2.6. Notaram que o material no estado sólido apresentou um

aumento da tensão com o aumento da deformação, devido à deformação plástica e ao encruamento, já para o material no estado semi-sólido o comportamento é bem diferente, apresentando uma tensão muito menor. A figura mostra que entre as fases A e B ocorre a desaglomeração dos grãos sólidos, na fase C ocorre o escoamento do material, na fase D começa a ocorrer à expulsão do líquido e por fim, na fase E ocorre a deformação sólido-sólido. Sendo que entre as fases B até D, a tensão tende a cair.

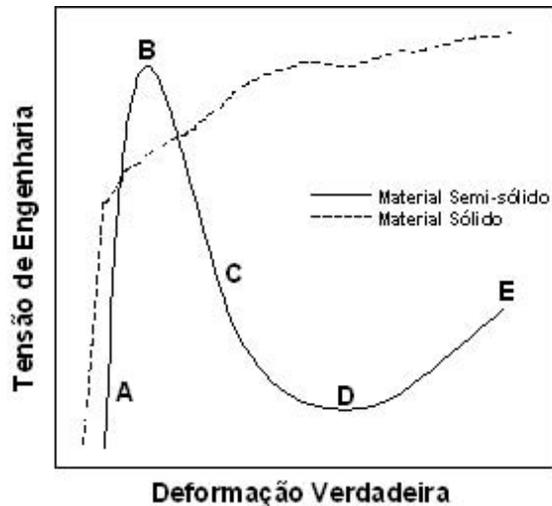


Figura 2.6: Curva típica tensão-deformação para materiais semi-sólidos e sólidos (Adaptado de KANG *et al.*, 1999).

Nos testes de compressão a quente, o fluxo de líquido para a superfície da amostra é estabilizado, restando grãos sólidos na parte central da mesma, com isso a tensão volta a subir devido à deformação sólido-sólido e seu comportamento volta a assemelhar-se a de um sólido. Esta situação pode ser vista na Figura 2.7, onde é possível visualizar as fases presentes numa amostra sendo comprimida a quente no estado semi-sólido.

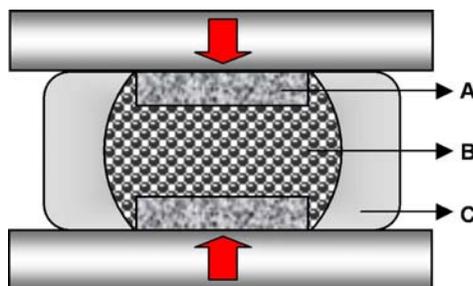


Figura 2.7: Diagrama esquemático de compressão a quente onde A é a região que concentra a parte sólida, B a região aonde coexiste sólido-líquido e C a região aonde ocorrerá à segregação de líquido (Adaptado de KANG *et al.*, 1999).

Sendo que a fase A está representando a região sólida que é deformada ao redor da matriz. A fase líquida então, gradualmente migra para a superfície da peça após uma taxa de deformação crítica, fase C, reduzindo assim a tensão da peça. Por fim, temos na região central a fase semi-sólida da amostra representada pela fase B.

2.6 Processos de tixoconformação

Alta produtividade, baixo custo, melhoria da qualidade dos produtos são alguns dos requisitos para os processos de conformação de metais hoje em dia. As tendências atuais observadas na manufatura são: a procura de uma conformação mais próxima do produto final (*near net shape*); geometrias mais complexas em maiores e menores dimensões; utilização de materiais mais difíceis no processamento como titânio. A exploração dessas vantagens fez com que se originassem um grande número de institutos de pesquisa e grupos de trabalho para tratarem deste assunto. Alguns ligados a universidades, outros a empresas e muitos em parcerias entre ambos. Várias empresas de médio e grande porte foram criadas em vários países no mundo, principalmente nos Estados Unidos, Europa e Japão para produzirem peças para as mais variadas aplicações industriais. Neste contexto de novas técnicas encontra-se a tixoconformação ou processamento semi-sólido (VOELKNER, 2000; ATKINSON, 2005).

As técnicas de tixoconformação até hoje experimentadas se derivam das empregadas nos processos convencionais de conformação termomecânica. Na Figura 2.8 pode ser visto os processos mais empregados para conformar materiais no estado semi-sólido, desde a manufatura da matéria-prima até seu processamento.

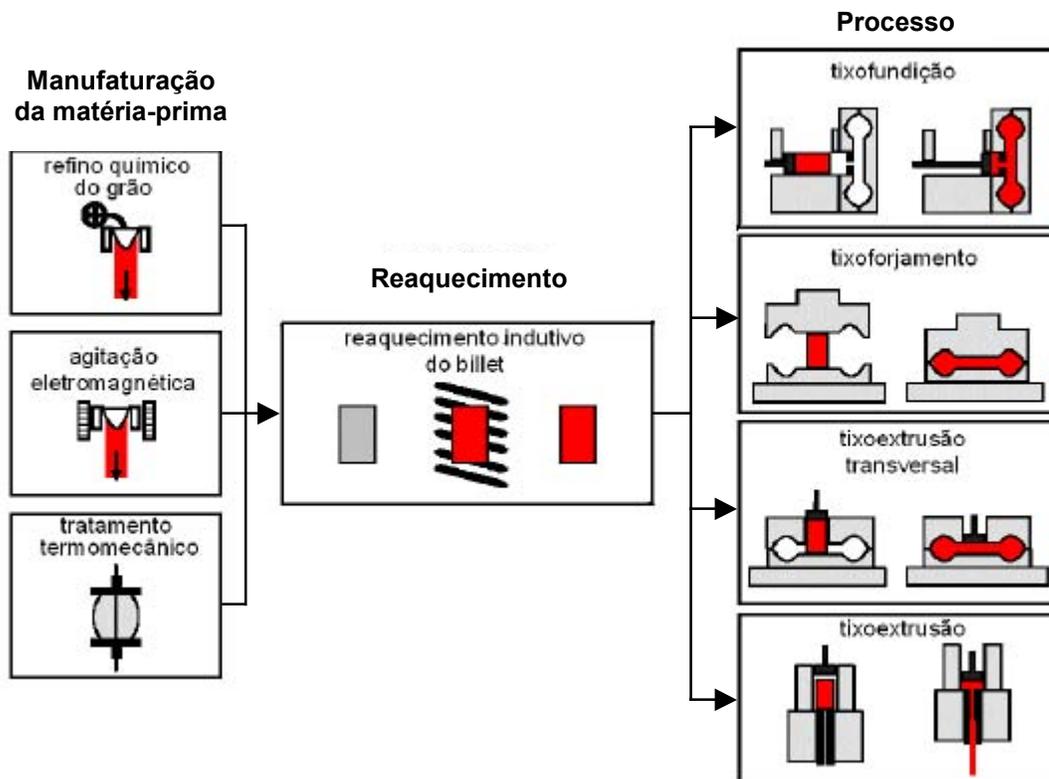


Figura 2.8: Processos mais empregados para conformar materiais no estado semi-sólido (Adaptado de KOPP, 2001; FELTRIN, 2004).

A seguir são discutidos os processos mais empregados para conformar materiais no estado semi-sólido.

2.6.1 Tixofundição ou tixoinjeção

A tixofundição por injeção, ou simplesmente tixoinjeção, foi o primeiro processo desenvolvido e aplicado na tecnologia de conformação de metais no estado semi-sólido sendo, o processo de tixoconformação mais utilizado. O equipamento comumente utilizado na tixoinjeção é a máquina injetora sob pressão do tipo horizontal, geralmente de capacidade maior do que as convencionalmente utilizadas, tendo a ela associados fornos de reaquecimento de tarugos para alcançar temperatura desejada, ou seja, na faixa semi-sólida (YOUNG, 1994).

Em termos de controle de qualidade dos produtos obtidos é este o processo mais desenvolvido, estando disponíveis *software's* que modelam o preenchimento do molde facilitando assim o projeto do mesmo (GARAT *et al.*, 2000).

Em relação às propriedades mecânicas das peças tixofundidas, já tem sido demonstrado que são melhores ou no mínimo similares às obtidas pelo processo convencional de fundição sob pressão (HIRT, 2000), pois permitem um melhor preenchimento do molde, produzindo assim peças livre de poros e inclusões, melhor acomodação das tensões internas reduzindo a ocorrência de trincas de contração obtendo assim, estruturas mais homogêneas, entre outras.

Estas aplicações têm sua maior expressão em grandes empresas de países desenvolvidos e fundamentalmente na fabricação de produtos para a indústria automotiva, mais especificamente de ligas de alumínio ou magnésio. A alta produtividade tem sido alcançada pela automatização do processo, onde robôs são utilizados na manipulação da matéria-prima e na alimentação da máquina (PINNA, 1992).

Chiarmetta (1994) detalha o uso comercial do processo de tixoinjeção na fabricação de componentes para a indústria automotiva, como sistemas de freios confeccionados com a liga de alumínio AA356, sistemas de suspensão, estruturas de automóveis, entre outras.

Ramadan *et al.* (2006), analisaram os efeitos do processamento semi-sólido no ferro fundido cinzento, no que diz respeito a sua microestrutura e a suas propriedades mecânicas. Os autores relatam que com alta fração sólida ocorre mudanças na morfologia da grafita presente no material, mudanças estas que resultam no acréscimo do limite de resistência à tração e do alongamento máximo permissível ao material.

2.6.2 Tixoextrusão

Na literatura especializada há trabalhos que mostram a possibilidade de extrusão de ligas semi-sólidas utilizando técnicas e equipamentos convencionais, não havendo notificação do desenvolvimento de equipamentos especiais. Neste campo podem ser mencionados os trabalhos de Gullo *et al.* (2000) e Finke (2000). Quanto à extrusão lateral Kopp *et al.* (2000) reportam a

aplicação do processo para a tixoconformação de peças das ligas de alumínio AA356, AA6082 e AA7075.

Ramati (1978) estudou a tixoextrusão inversa da liga Sn-15wt%Pb e das ligas de alumínio AA6061 e Al-4,5wt%Cu, analisando o comportamento estrutural do produto, a capacidade de reprodução da geometria da matriz pelo material semi-sólido e as propriedades mecânicas dos produtos obtidos. Os testes foram feitos com fração sólida de 65% e os resultados mostraram que os produtos possuíam bom acabamento superficial, boa homogeneidade estrutural, além de boas propriedades mecânicas.

Gullo *et al.* (2000) estudaram o comportamento reológico da liga AA6082 correlacionando-o com as características estruturais no produto. Os resultados obtidos comprovaram o aumento do tamanho de grão e da globularização da estrutura com o tempo de permanência à temperatura de tixoextrusão. Também observaram a diminuição da força de extrusão com o aumento da fração líquida presente na pasta semi-sólida.

Finke (2000) em seu trabalho mostrou a possibilidade da obtenção de produtos de qualidade por extrusão de corpos de prova produzidos por prototipagem rápida através de deposição de fios da liga Pb-40wt%Sn.

2.6.3 Tixoforjamento

O domínio da tecnologia de tixoforjamento ainda é deficiente, quando comparado com a tixoinjeção, o que tem inibido o seu uso comercial. O forjamento livre e o recalque de peças mediante testes de compressão de metais semi-sólidos com altas frações sólidas são os tipos de forjamentos mais estudados, segundo Kiuchi (1994), Hirt (1994), Chen *et al.* (1996), Kang *et al.* (1999), Chayong *et al.* (2000), Rovira (2001) e Atkinson (2005).

Trabalhos em matriz fechada têm sido desenvolvidos por Lapkoswki (1992) e (1998), Rovira (1997), Espinoza (1999), Robert *et al.* (2000), Steinhoff (2000). Na maioria dos casos, os ensaios foram feitos em peças com geometria em forma de disco, cujo comportamento é mais simples que as peças de formas alongadas ou tipo alavanca.

Rovira (2001), realizou o tixoforjamento da liga AA2011 em uma prensa do tipo hidráulica, com uma matriz do tipo fechada, onde a força máxima aplicada no processo de tixoforjamento foi da ordem de 270 kN, obtendo assim o preenchimento total do molde; como resultado obteve produtos com boa qualidade superficial e boa reprodução geométrica da matriz.

Em relação ao estudo das propriedades mecânicas das peças tixoforjadas, também existem poucas publicações. Kapranos (1993), tixoforjou a liga AA357, obtendo uma peça em forma de disco e destes foram tirados corpos de prova para estudo das propriedades mecânicas dos tixoforjados. As peças foram submetidas a tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6), as propriedades mecânicas destas peças foram superiores as obtidas em produtos fundidos; o autor não fez comparações com as propriedades obtidas em produtos forjados convencionalmente.

Brabazon *et al.*, 2002, realizaram um estudo extensivo sobre as propriedades mecânicas da liga de alumínio AA356 agitada mecanicamente durante a solidificação e compararam com as propriedades da liga fundida convencionalmente. As variáveis do processo analisadas foram taxa de cisalhamento, tempo de cisalhamento e fração sólida. De maneira geral, a liga AA356 agitada, isto é, reofundida, apresentou melhores resultados nas propriedades mecânicas e menor porosidade, em comparação com a liga solidificada convencionalmente. Relacionando as propriedades mecânicas com a microestrutura, os melhores resultados obtidos foram em materiais com alta fração sólida e submetidos à baixa taxa de cisalhamento e pouco tempo de agitação. Os materiais com a fase primária mais globular apresentaram propriedades mecânicas mais baixas.

Bremer (1996) apresentou resultados de propriedades mecânicas de peças tixoforjadas com formas alongadas ou tipo alavanca a partir da liga AA356 (Al-Si-7wt%Mg) fundida e outra laminada Al-Si-1wt%Mg, assim como Rovira (2000) para a liga AA2011. Após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6), os produtos tixoforjados apresentaram boas propriedades mecânicas, em alguns casos semelhantes a fundidos convencionais, porém, no caso da liga laminada, o comportamento mecânico na área central da peça não foi satisfatório. O autor atribuiu este resultado ao escoamento não homogêneo da pasta nesta zona da peça, o que pode ter causado heterogeneidades estruturais.

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 de solubilização e envelhecimento artificial (T6).

Segundo Chang (2000), Yang (2000) e Rovira (2001), o aumento da velocidade de aplicação da pressão de conformação reduz heterogeneidades composicionais no produto tixoconformado, devido à segregação do líquido da pasta reofundida para as extremidades da peça.

Lourençato (2008), utilizando ligas Al-Si-0,5wt%Mg realizou o tixoforjamento em uma prensa do tipo excêntrica, com uma matriz do tipo aberta, onde a força máxima aplicada no processo de tixoforjamento foi de aproximadamente 5 kN. Em relação ao preenchimento da matriz, o autor observou que para as ligas com 45% de fração sólida houve uma maior facilidade de preenchimento da matriz do que para as ligas com fração sólida de 60%. Este fato se justifica tanto pela menor fração de sólido presente, como também pela sua viscosidade aparente ser menor. O autor observou também que as ligas 2wt%Si e 4wt%Si, apresentaram melhores resultados quanto a sua formação e acabamento final.

Zoqui, Lourençato 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 baixas e ressaltando a aplicabilidade desta tecnologia também para produção em projetos pequenos e de baixo custo.

Embora a grande maioria de trabalhos em tixoconformação utilize ligas de alumínio, também têm sido executadas algumas pesquisas sobre a conformação de ligas de alto ponto de fusão. Kapranos *et al.* (1993), reportam o tixoforjamento com êxito das ligas de aço para ferramentas T15, M2 e H13.

Não são encontradas publicações de aplicação industrial do processo de tixoforjamento, os fatores responsáveis por esta ausência podem ser mencionados: limitação do fornecimento de

matéria-prima semi-sólida, limitado domínio da tecnologia e do conhecimento das propriedades mecânicas apresentadas pelos tixoforjados. Mas, levando-se em conta o crescente interesse que vem despertando e o volume de pesquisas que vem sendo desenvolvidas, espera-se que a conformação por forjamento de ligas no estado semi-sólido seja uma tecnologia de ampla utilização comercial em um futuro breve.

As operações que envolvem o processo de tixoforjamento são compostas basicamente de dois estágios: o aquecimento (ou reaquecimento) da matéria-prima e a conformação da peça. Portanto, pode-se obter o material semi-sólido através, por exemplo, da agitação eletromagnética, ou ainda preparar a pasta semi-sólida na própria matriz empregada para o forjamento e em seguida conforma-la.

Os métodos de obtenção de pastas semi-sólidas envolvendo agitação do líquido são os mais utilizados, mesmo quando as estruturas não são perfeitamente globulares. Outra rota para a obtenção de pastas reofundidas é a partir do material no estado sólido tendo como princípio básico obter a globularização da estrutura dendrítica via fenômenos naturais de engrossamento ou recristalização (ROBERT, 1993; ZOQUI, 1995). Estes processos são conhecidos como processos de fusão parcial controlada, envolvendo tratamentos térmicos ou termomecânicos.

Para se realizar uma operação de tixoforjamento com êxito, obtendo produtos com boa qualidade superficial e exatidão em suas dimensões, é preciso compreender a influência das seguintes variáveis: composição química, estrutura da matéria-prima, taxa de deformação, temperatura de trabalho e tempo de permanência do material no estado semi-sólido, temperatura da matriz de tixoforjamento e material da matriz de tixoforjamento.

A seguir serão descritas as principais variáveis que envolvem o processo de forjamento dos metais semi-sólidos:

- Composição química: A composição química da liga é de fundamental importância, pois ela define o intervalo da temperatura de trabalho, ou seja, ela delimita a região semi-sólida entre a linha *solidus* e *liquidus*;

- Estrutura da matéria-prima: Deve estar adequada ao tipo de ensaio, ou seja, a estrutura deve ser globular (semi-sólida) com parâmetros conhecidos (tamanho de grão, tamanho de glóbulo, fração sólida, entre outros);
- Taxa de deformação: O controle da tensão aplicada e do tempo de aplicação da mesma é essencial em processos de tixoforjamento, pois influenciam diretamente na viscosidade da pasta e conseqüentemente no preenchimento correto da matriz e na qualidade superficial do produto;
- Temperatura de trabalho e tempo de permanência do material no estado semi-sólido: A temperatura de trabalho no processo de tixoforjamento é a temperatura de reaquecimento do material ao estágio semi-sólido, definindo assim, a relação fração sólida/fração líquida da pasta e conseqüentemente as forças necessárias para o processo. Outro parâmetro importante é o tempo de permanência do material no estado semi-sólido, o ideal é trabalhar com tempos pequenos para evitar o crescimento excessivo do grão;
- Temperatura da matriz de tixoforjamento: O principal cuidado com a matriz de tixoforjamento é manter sua temperatura, num valor tal que, o material semi-sólido não sofra um resfriamento excessivo, o que provocaria uma queda da fração líquida e conseqüentemente um aumento da tensão para a conformação (ROVIRA, 1996);
- Material da matriz de tixoforjamento: A matriz deve ser fabricada com materiais que suportem elevadas temperaturas, relativa a zona de trabalho da liga tixoforjada. As ligas de alumínio são tixoforjadas a temperaturas de até 923 K, sendo então adequado o emprego de aços da série H, por exemplo, os aços AISI H-12 e H-13 (ROVIRA, 2001).

2.7 Vantagens do processamento de materiais no estado semi-sólido

Existem várias vantagens na utilização do processamento dos materiais no estado semi-sólido, em comparação com os processos convencionais. Segundo Atkinson (2005), as principais vantagens na utilização do processamento dos materiais no estado semi-sólido são:

- Eficiência energética, uma vez que não há necessidade de se manter o material no estado líquido por muito tempo como na fundição;
- Altas taxas de produtividade, devido à possibilidade de se trabalhar a menores temperaturas, os tempos de solidificação são reduzidos, possibilitando assim uma maior produção para um mesmo intervalo de tempo;

- Preenchimento suave do molde sem aprisionamento de ar, conferindo ao produto uma melhor qualidade;
- Aumento da vida útil da matriz devido ao uso de temperaturas de processo mais baixas quando comparadas com os processos convencionais, reduzindo assim o desgaste nas matrizes;
- Obtenção de microestruturas refinadas e uniformes que melhoram as propriedades mecânicas das ligas;
- Obtenção de componentes *near net shape* (produzindo peças com dimensões próximas ao produto final e com o mínimo de etapas em seu processamento);
- Maior flexibilidade de geometrias e eliminação de defeitos internos e de tensões residuais.

Diante de todas estas vantagens no que diz respeito ao processamento dos materiais no estado semi-sólido, este trabalho tem por intenção avaliar a tixoconformabilidade das ligas AA7075 e AA7004, em termos de caracterização micro e macroestrutural, comportamento viscoso e de propriedades mecânicas decorrentes do processo de tixoforjamento para diferentes condições de tempo e temperatura.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Neste capítulo será apresentada de forma detalhada toda metodologia adotada para o desenvolvimento deste trabalho. Para tanto, este trabalho foi dividido em seis etapas, como pode ser visto no fluxograma da Figura 3.1.

Na primeira etapa do trabalho, foram realizadas as caracterizações das composições químicas das ligas estudadas como também as caracterizações micro e macroestruturais das ligas originais (como recebida).

Na segunda etapa do trabalho, foi realizado o tratamento térmico de solubilização das ligas originais. O tratamento foi realizado devido ao aparecimento de pequenas trincas nas barras como recebidas.

Na terceira etapa, foram realizadas as caracterizações das temperaturas *solidus*, temperaturas *liquidus* e temperaturas de trabalho, empregadas em todo procedimento experimental, nas condições de 45% e 60% de fração sólida utilizando-se as técnicas de DSC e simulação via *software* Thermo-Calc[®], como também as caracterizações micro e macroestruturais das ligas solubilizadas.

Na quarta etapa do trabalho, foi realizado o tratamento térmico de globularização da microestrutura, em quatro diferentes tempos (0s, 30s, 90s, e 210s) e com fração sólida de 45% e

60%. Essa etapa teve como objetivo acompanhar a evolução morfológica das ligas, seguida de novas caracterizações micro e macroestruturais.

Na quinta etapa do trabalho, foi realizado o ensaio de compressão a quente para a caracterização da viscosidade aparente das ligas semi-sólidas. A caracterização da viscosidade aparente foi realizada com 45% e 60% de fração sólida e com as mesmas condições empregadas na terceira etapa, ou seja, quatro tempos de espera para a globularização, (0s, 30s, 90s, e 210s).

Na sexta etapa do trabalho, foi realizada toda a montagem do conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento, bem como os pré-ensaios e os ensaios de tixoforjamento para a caracterização das propriedades mecânicas das ligas semi-sólidas através de ensaios de tração. Os ensaios de tixoforjamento foram realizados com 45% de fração sólida e com o tempo de 210s.

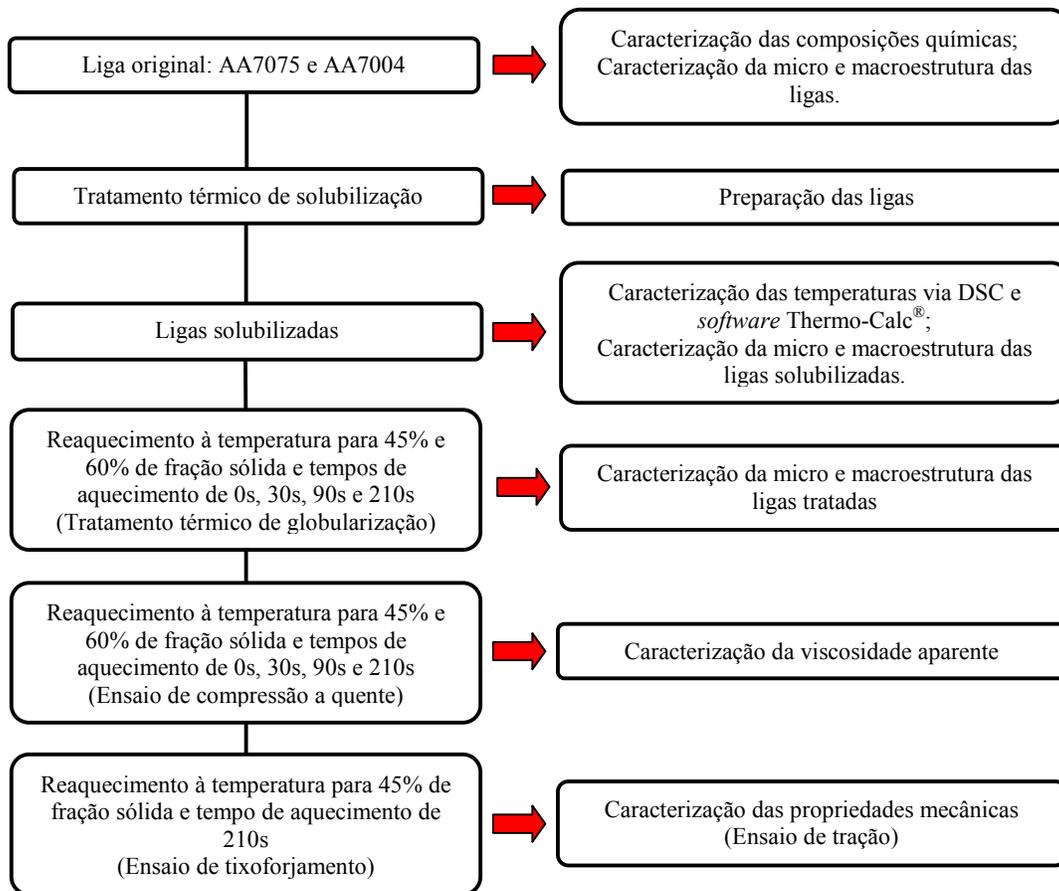


Figura 3.1: Fluxograma das etapas de trabalho.

3.1 Materiais

As ligas de alumínio escolhidas para o desenvolvimento deste trabalho foram às ligas comerciais AA7075 e AA7004, ambas produzidas por lingoteamento contínuo convencional pela empresa ALCOA Ltda. Estas apresentam como componente principal, além do alumínio, o zinco. Suas composições químicas são listadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química conforme fabricante.

<i>Ligas</i>	<i>Composição química (wt% peso)</i>						
	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>Zn</i>	<i>Al</i>
<i>AA7075</i>	0,4	0,5	1,7	0,1	2,0	6,2	balanço
<i>AA7004</i>	0,3	0,4	-	0,5	1,5	5,8	balanço

Alguns fatores foram considerados na escolha das ligas para o estudo do tixoforjamento em matriz fechada, tais fatores favoráveis aos objetivos deste estudo podem ser enumerados como segue:

- A faixa de temperatura entre as linhas *solidus* e *liquidus* é razoavelmente ampla, o que facilita o controle dos parâmetros operacionais no processo de tixoforjamento;
- Os fenômenos envolvidos nas modificações estruturais durante o aquecimento, o resfriamento e o tixoforjamento são facilmente identificáveis;
- Ambas apresentam boa resposta ao tratamento térmico de solubilização;
- Ampla utilização comercial, fundamentalmente na confecção de peças para a indústria aeronáutica.

3.2 Tratamento térmico de solubilização

No corte das barras como recebida para a confecção dos corpos de prova das ligas estudadas verificou-se que as mesmas apresentavam pequenas trincas devido às tensões residuais ocasionadas pelo processo de vazamento do material, este fato pode ser visto na Figura 3.2.

Com isso foi preciso efetuar o tratamento térmico de solubilização de ambas as ligas, para dar-se seqüência aos trabalhos. O tratamento térmico de solubilização foi realizado no Laboratório de Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP em um forno tipo mufla. Após o forno alcançar a

temperatura requerida, as peças foram inseridas em seu interior e as mesmas foram reaquecidas até as temperaturas relativas de seu tratamento e mantidas por 2 horas e depois resfriadas em água.



Figura 3.2: Detalhe do material após o corte.

3.3 Caracterização das temperaturas via DSC e *software* Thermo-Calc[®]

A determinação do intervalo de temperatura entre as linhas *solidus* e *liquidus*, zona onde a liga se apresenta em equilíbrio entre as fases sólida e líquida, é essencial para a determinação dos parâmetros do processo de conformação, isto é, obtenção da pasta semi-sólida com estrutura globular utilizada como material de partida nos processos de tixoconformação.

Os ensaios de DSC medem a diferença de energia necessária à amostra 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 a amostra de referência sejam mantidas em condições isotérmicas, uma em relação à outra, independente do evento térmico que esteja ocorrendo na amostra. Pode ser definido 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 (MOTHÉ e AZEVEDO, 2002).

Portanto, a caracterização das temperaturas via DSC tem como objetivo informar as temperaturas *solidus* e *liquidus* das ligas estudadas, bem como todas as temperaturas de transformações intermediárias existentes. As análises foram feitas no Laboratório de Caracterização

de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP, com auxílio de um equipamento de análise térmica NETZSCH modelo STA 409C, este equipamento é conectado num controlador modelo TASC 414/x, acoplado a uma placa analógica digital modelo IEEE 488, o que permite o processamento automático de dados fornecidos nas diferentes corridas experimentais, utilizando, para isso, o programa para Windows NTZSCH TA. Para a realização dos ensaios de DSC foram utilizadas amostras com massa de 100mg e inseridas em cadinhos de alumina para a realização dos testes, sendo utilizada uma taxa de aquecimento de 5°C por minuto até 700°C e resfriamento até temperatura ambiente com taxa de resfriamento análoga.

A partir dos ensaios de DSC é possível construir uma curva da fração líquida *versus* temperatura para cada liga ensaiada tomando como base os modelos da Regra da Alavanca e Scheil, o que fornece diretamente as temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, além, da temperatura *liquidus* das ligas ensaiadas, empregadas nos tratamentos térmicos de globularização, nos ensaios de compressão a quente e nos ensaios de tixoforjamento.

Nas 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, como saída do programa, obtêm-se 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 líquida em mãos, determina-se às temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, além da temperatura *liquidus* das ligas estudadas.

3.4 Tratamento térmico de globularização

O tratamento térmico de globularização tem como objetivo efetuar a globularização parcial ou total das ligas estudadas, permitindo assim avaliar a evolução micro e macroestrutural destas, possibilitando, então, correlacionar tais características com as propriedades mecânicas e reológicas desses materiais. Os tratamentos térmicos de globularização foram realizados no Laboratório de

Tixotomografia do DEF/FEM/UNICAMP em um forno resistivo com 600mm de comprimento e 120mm de diâmetro interno e um sistema de aquisição de dados, como pode ser visto na Figura 3.3, a partir de amostras com 15mm de altura por 20mm de diâmetro e com furo de 1,6mm de diâmetro na metade de sua altura, retiradas dos tarugos após o tratamento térmico de solubilização.

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 fração sólida de 45% e 60% e mantidas por tempos de 0s, 30s, 90s e 210s e depois resfriadas em água. Após os tratamentos térmicos, as amostras foram seccionadas longitudinalmente ao meio e submetidas à preparação metalográfica para caracterização micro e macroestrutural.



Figura 3.3: Forno resistivo e sistema de aquisição de dados utilizados nos tratamentos térmicos de globularização.

3.4.1 Caracterização micro e macroestrutural

As ligas foram caracterizadas micro e macroestruturalmente, como recebidas e imediatamente após os tratamentos térmicos de globularização. A primeira etapa da caracterização da micro e macroestrutura é a preparação metalográfica.

Para a caracterização microestrutural as amostras foram seccionadas longitudinalmente ao meio e embutidas em baquelite, depois foram lixadas em lixa d'água com granulometria de 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 1500 e polidas com pasta de diamante de 6 μ m para um polimento grosseiro e com pasta de diamante de 1 μ m para o polimento de acabamento; todas estas etapas foram realizadas no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP. Após o polimento, as amostras foram atacadas com reagente Keller (2,5ml HNO₃, 1,5ml HCl, 1ml HF e 95ml H₂O) visando revelar a microestrutura, o ataque foi realizado com a imersão total da amostra no reagente por um tempo de 10s. Após o ataque as amostras eram enxaguadas em água corrente por aproximadamente 30s e secadas com auxílio de um soprador elétrico. Para a aquisição das imagens microestrutural foi utilizado um microscópio óptico Leica DM ILM do DEF/FEM/UNICAMP, conforme pode ser visto na Figura 3.4 (a) bem como a diferenciação de micro e macroestrutura nas Figuras 3.4 (b) e (c).

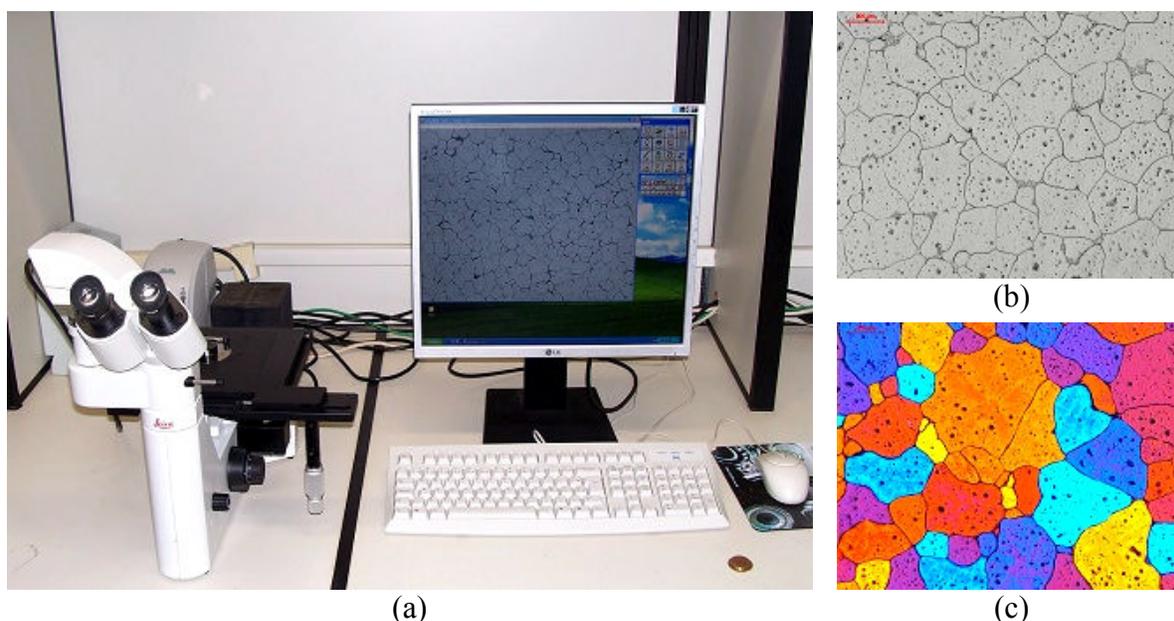


Figura 3.4: Equipamento utilizado para a captura das imagens: (a) microscópio óptico Leica DM ILM; (b) imagem de uma microestrutura da liga AA7004; (c) imagem de uma macroestrutura da liga AA7004.

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 foi empregado cinco imagens de diferentes seções desta. Totalizando, portanto, vinte e

cinco contagens de glóbulos primários para cada amostra. O valor do fator de forma e de circularidade de cada liga estudada foi retirado 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 deposição de HBF_4 (ácido fluorbórico) em solução 6,0% e tensão de 20V por aproximadamente 90s sob agitação moderada e constante. Após o ataque as amostras eram enxaguadas em água corrente em abundância e secadas com auxílio de um soprador elétrico. As amostras foram analisadas no microscópio óptico Leica DM ILM, porém, desta vez, utilizando filtros polarizadores para a obtenção de imagens coloridas dos grãos das amostras, fazendo com que grãos com a mesma orientação cristalina apresentem 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 cinco imagens de diferentes seções desta. Totalizando, portanto, vinte e cinco contagens de grãos para cada amostra.

3.5 Ensaio de compressão a quente

Os ensaios de compressão a quente têm como objetivo determinar a viscosidade aparente das ligas estudadas, fundamentados no trabalho de Laxmanan e Flemings (1980), que desenvolveram este procedimento aplicando-o na caracterização de ligas Sn-15wt%Pb, que se tornou praticamente padrão por outros pesquisadores para a caracterização reológica de metais semi-sólidos. A escolha deste método de caracterização deve-se à extrema facilidade operacional e a capacidade de gerar excelentes resultados comparativos.

Os ensaios de compressão a quente foram realizados no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP em uma máquina universal de ensaios MTS, modelo 810, com capacidade de carga de 100kN, com um forno resistivo acoplado ao eixo da máquina, com capacidade de atingir uma temperatura máxima de trabalho de 1200°C, com placas paralelas de Inconel 718 que possuíam área superior a área máxima ocupada pelas amostras deformadas, mantendo assim o volume deformado constante. As dimensões dos corpos de prova utilizados foram às mesmas empregadas no tratamento térmico de globularização, ou seja, 15mm de altura e 20mm de diâmetro e com furo de 1,6mm de diâmetro na metade de sua altura, submetidas a uma taxa

de compressão constante de 10mm/s e tempo de execução de ensaio de 1s. O conjunto utilizado nestes ensaios pode ser visto na Figura 3.5.

Após o sistema alcançar a condição requerida para cada situação, temperaturas relativas à fração sólida de 45% e 60% e tempos de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s, as amostras que foram inseridas juntamente com um termopar tipo K, *Cromel Alumel*, fixado em seu interior foram comprimidas. Para evitar que as amostras ficassem aderidas nas placas paralelas, as mesmas eram pré-isoladas com cimento tipo QF 180. As amostras foram comprimidas partindo de uma altura inicial de 15mm até que sua altura fosse reduzida a 5mm. Para esse ensaio foi utilizado 3 réplicas para cada situação, totalizando 48 ensaios.

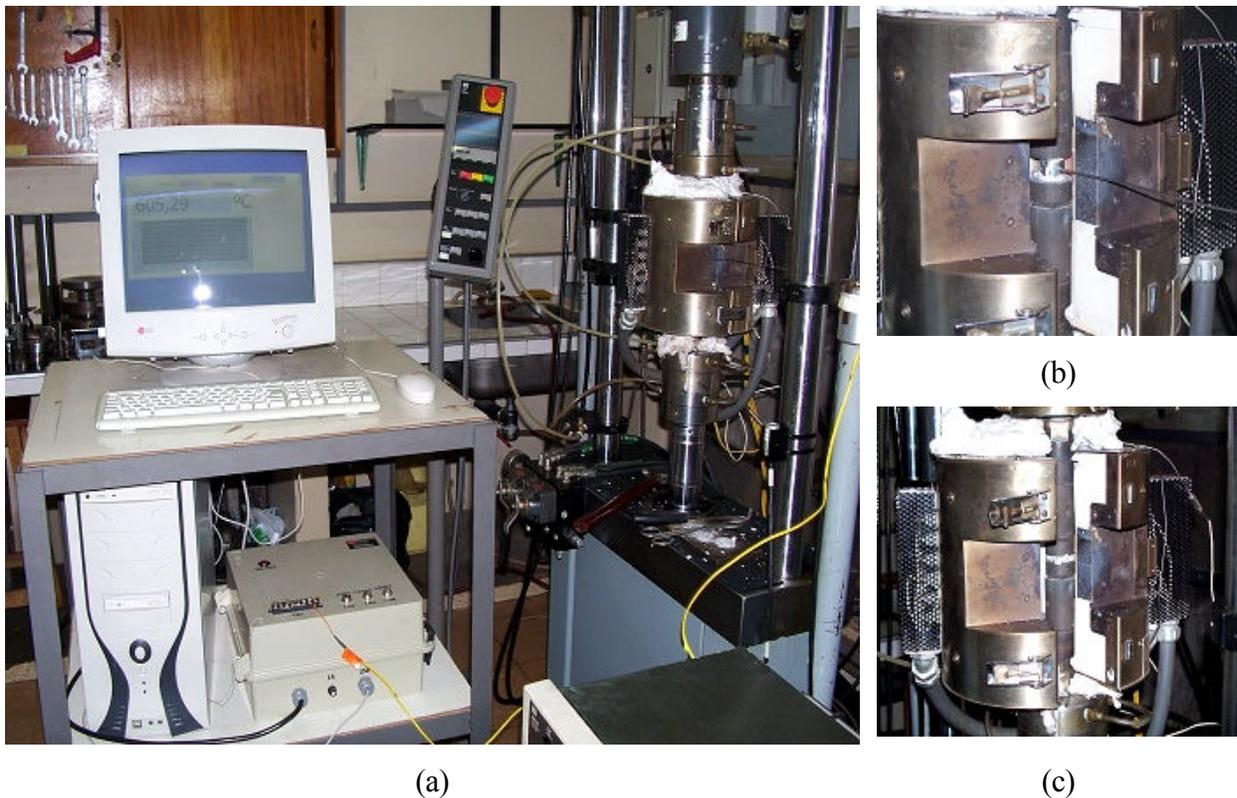


Figura 3.5: Equipamentos utilizados nos ensaios de compressão a quente: (a) máquina universal de ensaios com forno resistivo acoplado e com sistema de aquisição de dados; (b) detalhe da amostra antes do ensaio de compressão a quente; (c) detalhe da amostra imediatamente após o ensaio de compressão a quente.

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 destes dados, foi possível construir as curvas de tensão *versus* deformação e,

conseqüentemente, as curvas de viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento para cada liga em cada condição estudada, segundo as Equações 2.4 e 2.8, detalhadas no item 2.4.2 do Capítulo 2.

3.6 Montagem do sistema de tixoforjamento em prensa excêntrica

Lourençato (2008) realizou ensaios de tixoforjamento em ligas Al-Si-0,5wt%Mg, depois de um longo período de estudos sobre a conformação de metais semi-sólidos. Seus estudos se basearam, desde o projeto da matriz do tipo aberta até sua execução, passando pela montagem e aferição de todos os equipamentos utilizados nos ensaios.

O produto a ser tixoconformado por Lourençato (2008) foi projetado seguindo alguns critérios: o produto teria que possuir geometria suficiente para a retirada de dois corpos de prova para posterior ensaio de tração e teria que possuir raios e chanfros de maneira a facilitar o escoamento do material dentro da matriz, assim como sua extração.

Seguindo a mesma geometria do produto final idealizado por Lourençato (2008), passou-se a realizar o projeto da matriz do tipo fechada necessária para a obtenção deste produto. O primeiro passo foi realizar todo o desenho do ferramental. Para tanto, adotou-se o *software* Pro-E, uma vez que, por intermédio deste programa, um de seus módulos nos possibilitaria a simulação do processo de usinagem necessário para sua confecção. A matriz inferior foi construída com o dobro de profundidade do que a matriz superior, tendo como objetivo um melhor escoamento do material e, por conseqüência, facilitar seu preenchimento.

As matrizes foram confeccionadas no Laboratório de Usinagem do DEF/FEM/UNICAMP, o material adotado para a confecção das mesmas foi o aço ferramenta para moldes do tipo VH13IM. Após sua confecção, as matrizes foram submetidas ao tratamento térmico de têmpera e revenimento, com o objetivo de alcançar a dureza desejada, de aproximadamente 48HRC. Após o tratamento térmico, as matrizes foram ajustadas com o intuito de eliminar qualquer deformação decorrente do processo. As matrizes também passaram por um processo de polimento com pastas de diamante de 6 μ m e 1 μ m, respectivamente. Este polimento tem como objetivo eliminar pontos de oxidação deixados pelo tratamento térmico e melhorar a rugosidade superficial, de modo a

permitir um melhor escoamento do material em seu interior evitando assim, falha em seu preenchimento.

O conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento é ilustrado na Figura 3.6. Fazem parte deste conjunto uma prensa excêntrica com acionamento mecânico, o forno resistivo utilizado para o aquecimento da matéria-prima, as matrizes do tipo fechada, a resistência elétrica utilizada para o aquecimento das matrizes, a célula de carga utilizada para a aquisição da carga do tixoforjamento, o sensor de deslocamento utilizado para o controle do deslocamento (velocidade de conformação) e o sistema de aquisição de dados.



Figura 3.6: Conjunto de equipamentos utilizados na realização dos ensaios de tixoforjamento.

Foi utilizada uma prensa do tipo excêntrica com capacidade de 25 toneladas da marca Victor, tendo como características, carga necessária para o processo e capacidade de executar o processo com alta velocidade. Segundo Fehlbier (2000), a velocidade desenvolvida pela prensa e a temperatura da matriz são os principais parâmetros que afetam no fluxo de material e no

preenchimento da matriz. No tixoforjamento, é necessário especial controle da velocidade de conformação, uma vez que a viscosidade da matéria-prima é fortemente dependente da tensão aplicada e do tempo de aplicação da tensão. A velocidade de conformação determina a velocidade de escoamento e, portanto, o correto preenchimento da matriz e a qualidade superficial do produto.

O forno utilizado para o aquecimento da matéria-prima até a temperatura relativa à fração sólida de 45% para seu posterior forjamento foi do tipo resistivo com 600mm de comprimento e 120mm de diâmetro interno. Esse forno era internamente composto pela resistência elétrica protegida por miçangas de cerâmica e envolta numa manta de alumínio com o objetivo de evitar o desprendimento do calor para o ambiente, evitando, assim, perda de energia térmica e originando instabilidade em seu aquecimento.

A resistência elétrica utilizada para o aquecimento das matrizes, tinha como objetivo manter uma temperatura de aproximadamente 200°C. Para tanto, essa resistência elétrica possuía uma potência de 6000 W.

A célula de carga utilizada para a aquisição da carga do tixoforjamento possui quatro sensores (extensômetros elétricos) ligados em ponte de *Wheatstone*, a mesma foi instalada no parafuso de ajuste da altura do martelo da prensa excêntrica. Já o sensor de deslocamento utilizado para o controle do deslocamento foi instalado no martelo da prensa.

O sistema de aquisição de dados foi utilizado para tratar os sinais emitidos pela célula de carga, pelo sensor de deslocamento e pela temperatura, via *software* LabVIEW. Vale ressaltar que todo o conjunto de equipamentos utilizados na realização do tixoforjamento foi calibrado. Uma melhor visualização das matrizes pode ser vista na Figura 3.7.

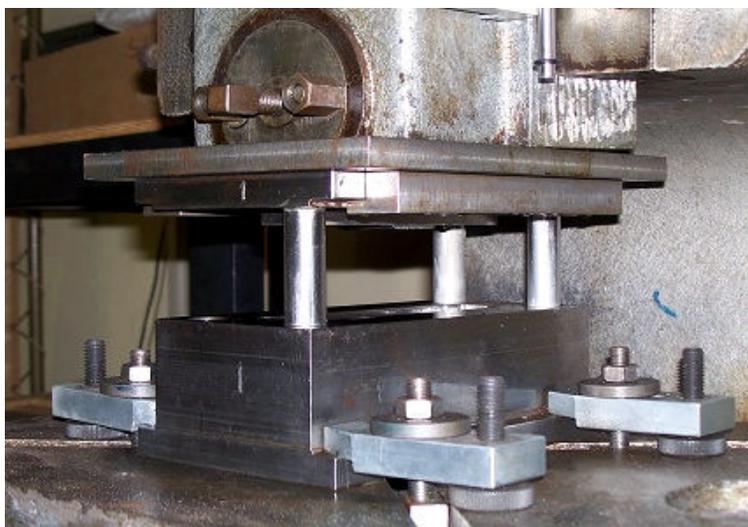


Figura 3.7: Matrizes utilizadas na realização dos ensaios de tixoforjamento.

3.6.1 Ensaio de tixoforjamento em prensa excêntrica

Após toda a montagem e calibração do conjunto de equipamentos, foi iniciada a execução dos pré-ensaios de tixoforjamento das ligas estudadas no estado semi-sólido. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP.

O procedimento estabelecido para a realização dos pré-ensaios de tixoforjamento consistia no aquecimento dos corpos de prova bem como no aquecimento das matrizes pela resistência elétrica. Os corpos de prova eram inseridos no forno resistivo juntamente com um dispositivo especialmente fabricado para a transferência do mesmo à matriz e com um termopar tipo K, *Cromel Alumel*, fixado em seu interior. Após alcançar a temperatura relativa à fração sólida de 45% e o tempo de globularização de 210s, o corpo de prova era transferido para a matriz inferior, retirando o termopar de sua extremidade. Posicionado o corpo de prova dentro da matriz inferior, era acionado o sistema de aquisição de dados e logo em seguida o pedal de acionamento mecânico da prensa.

Para facilitar a remoção da peça da cavidade inferior da matriz após a tixoforjamento, foi utilizada a aplicação de um desmoldante tipo comercial. A utilização desse produto praticamente eliminou a necessidade da utilização do extrator, uma vez que ele não permitia a aderência da peça nas cavidades e, após alguns segundos da execução do processo, a peça praticamente se

soltava da cavidade inferior, bastando, assim, somente o auxílio de uma tenaz para sua retirada. Para esse pré-ensaio foram utilizadas 5 amostras com medidas diferentes.

Após a determinação das dimensões dos corpos de prova é que foram realizados os ensaios de tixoforjamento, utilizando 10 réplicas para a condição de 45% de fração sólida e com o tempo de globularização de 210s para cada liga estudada, totalizando 20 ensaios. As dimensões dos corpos de prova utilizados foram de 145mm de comprimento e 28,5mm de diâmetro e com furo de 1,6mm de diâmetro na metade de seu diâmetro. As peças tixoforjadas foram submetidas ao processo de rebarbação e, em seguida, ao corte em uma serra mecânica na metade de sua largura. Posteriormente, as duas metades foram usinadas no Laboratório de Usinagem do DEF/FEM/UNICAMP para a obtenção de corpos de prova para os ensaios de tração, regido pela norma *ASTM B557M-02a* (ASTM, 2002), conforme pode ser vista na Figura 3.8.

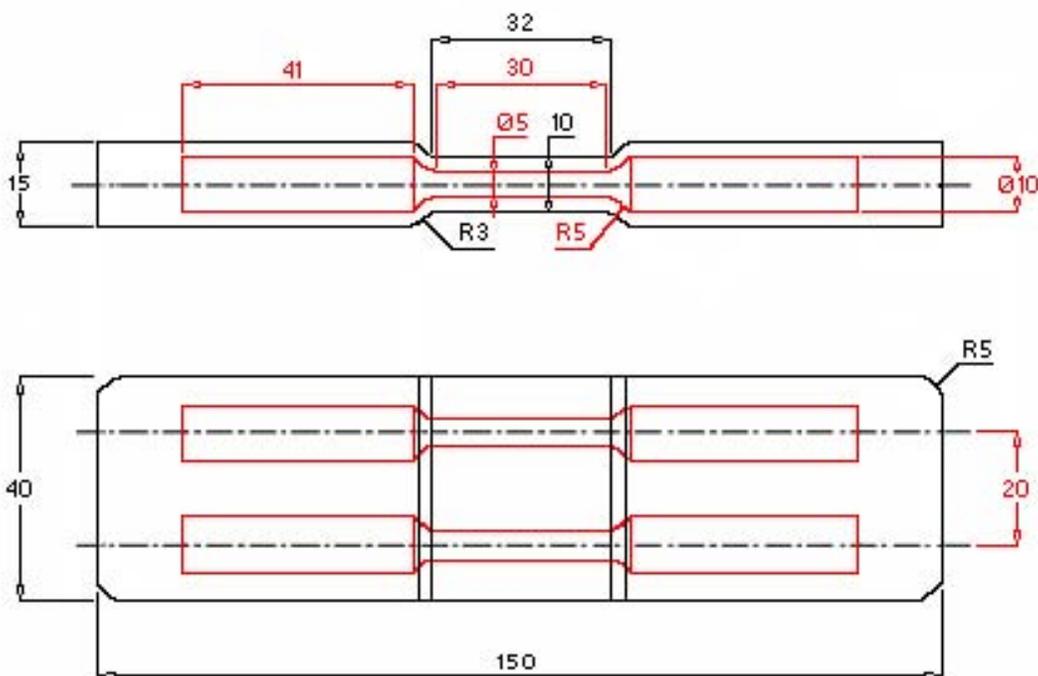


Figura 3.8: Dimensões finais das peças tixoforjadas e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.

3.7 Ensaio de tração

Os ensaios de tração têm como objetivo determinar algumas propriedades mecânicas das ligas estudadas, como por exemplo, tensão limite de escoamento, alongamento e limite de

resistência à tração. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP em uma máquina universal de ensaios MTS, modelo 810. Esse equipamento utiliza, para monitoramento da carga, uma célula de carga com capacidade de 100kN. A célula de carga era ligada ao sistema Test Star II, mediante o aplicativo *Testware SX*, que permite o monitoramento em tempo real dos dados, assim como o processamento em aplicativos para Windows. A velocidade de ensaio utilizada foi de 0,02mm/s.

Os dados de saída da máquina universal de ensaios foram força, deslocamento e tempo para cada instante do ensaio. De posse destes dados, foi possível construir as curvas de tensão *versus* deformação. Para esse ensaio foram utilizadas 3 réplicas para cada situação, totalizando 18 ensaios. Na Figura 3.9 (a) pode ser visto equipamento utilizado nos ensaios de tração, bem como a fixação do corpo de prova de tração, nas Figuras 3.9 (b) e (c).

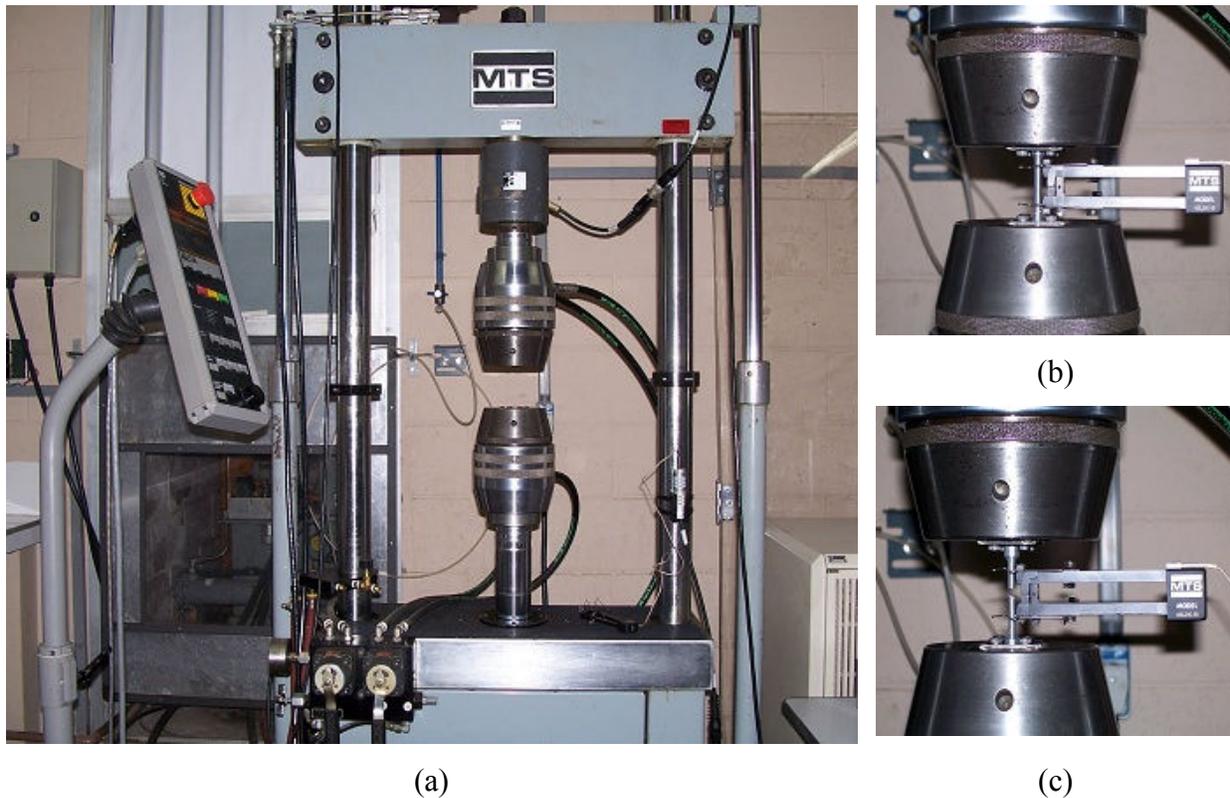


Figura 3.9: Equipamento utilizado nos ensaios de tração: (a) máquina universal de ensaios com guarras acolpadas; (b) detalhe da amostra antes do ensaio de tração; (c) detalhe da amostra imediatamente após o ensaio de tração.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados experimentais obtidos para cada etapa deste trabalho, conforme descrito no Capítulo 3. Para tanto, os resultados são apresentados segundo a ordem em que foram mencionados, buscando facilitar a compreensão e discussão acerca das hipóteses levantadas para explicar cada um dos fenômenos observados.

4.1 Temperatura de solubilização

Quando do corte inicial para a confecção dos corpos de prova os lingotes simplesmente trincavam. A solubilização foi imprescindível para melhorar a trabalhabilidade a frio do material.

O tratamento térmico de solubilização consistiu no aquecimento do material a uma temperatura elevada, no entanto, inferior à temperatura de fusão da liga de alumínio. O objetivo da solubilização é por em solução sólida a maior quantidade possível de átomos de soluto. As peças foram colocadas dentro do forno mufla, onde elas foram aquecidas, até as temperaturas de solubilização, indicadas na Tabela 4.1, sendo mantidas por 2 horas e depois resfriadas em água. Esta etapa do tratamento térmico de solubilização é de suma importância, pois se deseja que com esse resfriamento rápido, que a solução sólida permaneça supersaturada.

Tem-se que o objetivo do tratamento térmico de solubilização foi alcançado, pois após a sua realização ambas as ligas puderam ser usinadas sem nenhum problema posterior.

Tabela 4.1: Temperatura de solubilização empregada nas ligas estudadas (INFOMET, 2008).

<i>Ligas</i>	<i>Temperatura de solubilização (°C)</i>	<i>Tempo de solubilização (h)</i>
<i>AA7075</i>	480	2
<i>AA7004</i>	465	2

4.2 Avaliação das temperaturas de trabalho

As análises empregadas nesta etapa do trabalho visam a obtenção das temperaturas *solidus*, temperaturas *liquidus* e temperaturas de trabalho a serem empregadas no tratamento térmico de globularização, nos ensaios de compressão a quente e nos ensaios de tixoforjamento das ligas estudadas. Neste trabalho optou-se por dois métodos dos mais empregados na literatura, determinação das temperaturas via DSC e simulação via *software* Thermo-Calc[®]. As curvas originárias dos ensaios de DSC para cada uma das ligas podem ser vistas nas Figuras 4.1 e 4.2.

Analizando a Figura 4.1, correspondente a curva de DSC da liga AA7075, podemos notar a ocorrência de dois picos endotérmicos, o primeiro pico ocorre entre as temperaturas de 470°C e 500°C onde há a dissolução dos compostos de cobre, CuAl_3 , e o segundo pico é o pico endotérmico de fusão ocorrendo entre as temperaturas de 548°C a 636°C. Sendo que a temperatura de 548°C (início do pico endotérmico) corresponde à temperatura *solidus* da liga e a temperatura de 636°C (final do pico endotérmico) corresponde à temperatura *liquidus* da liga. A caracterização das frações sólidas ocorre nesse intervalo de temperatura, através da integração de área sob o pico. Na Figura 4.2, correspondente a curva de DSC da liga AA7004, pode-se notar a ocorrência de apenas um pico endotérmico. Esse pico corresponde à fusão da liga, ocorrendo entre as temperaturas de 603°C (temperatura *solidus* e início do pico endotérmico) a 660°C (temperatura *liquidus* e final do pico endotérmico). Neste caso, como não há cobre ou outro elemento em quantidade suficiente para estabelecer grande quantidade de compostos intermetálicos, só há a existência do fenômeno de fusão e, novamente, pode-se obter a fração sólida ao integrar-se à área sob o pico endotérmico.

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%, como pode ser visto na Figura 4.3 e 4.4.

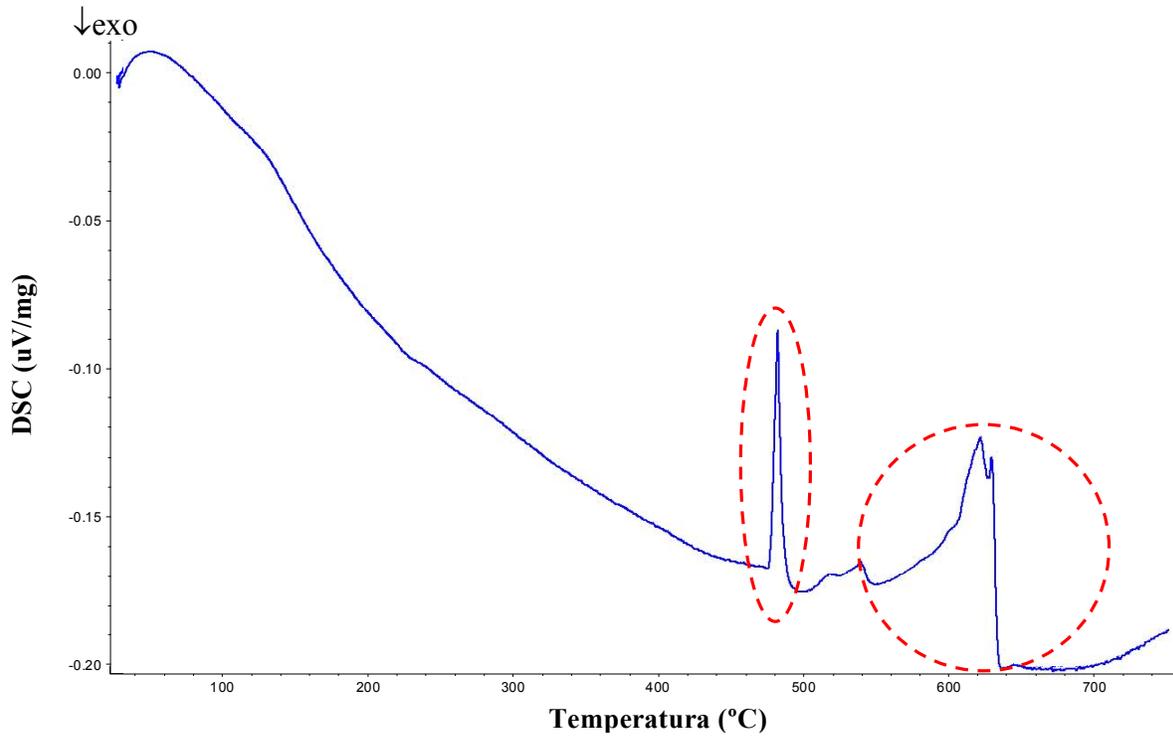


Figura 4.1: Curva originária do ensaio de DSC da liga AA7075.

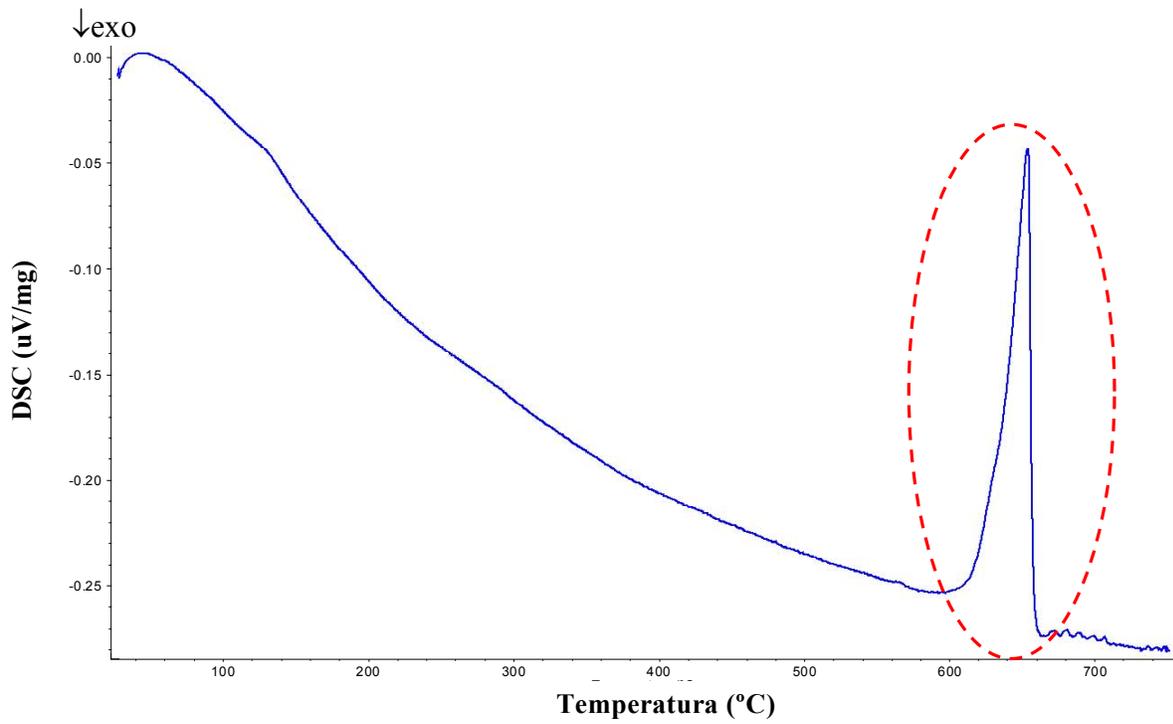


Figura 4.2: Curva originária do ensaio de DSC da liga AA7004.

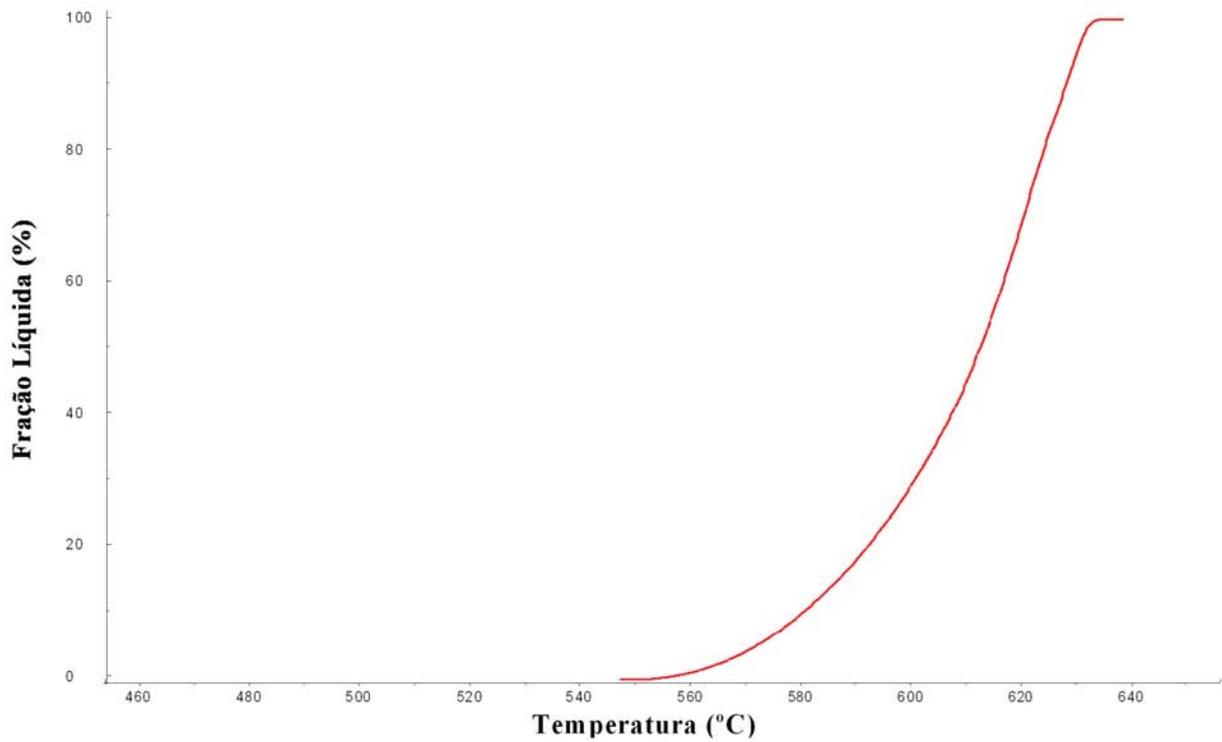


Figura 4.3: Curva da fração líquida *versus* temperatura para a liga AA7075, obtida via ensaio de DSC.

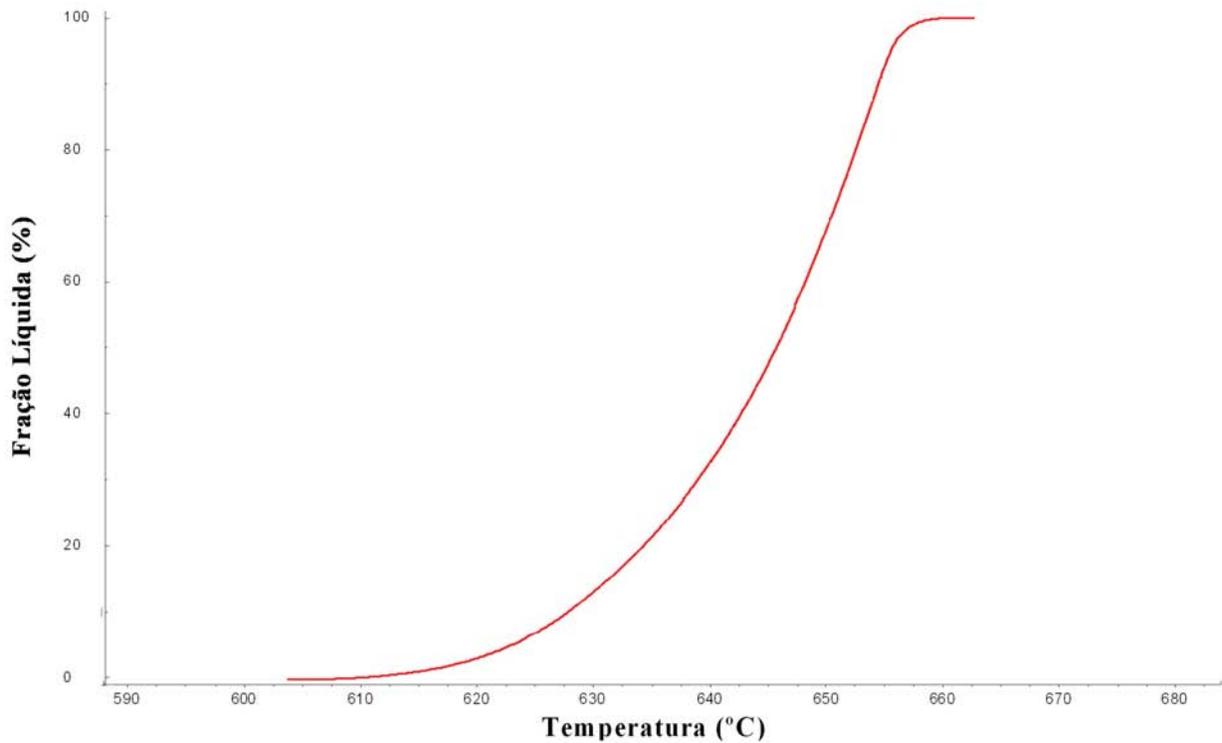


Figura 4.4: Curva da fração líquida *versus* temperatura para a liga AA7004, obtida via ensaio de DSC.

Com auxílio das Figuras 4.3 e 4.4, 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 via ensaio de DSC.

<i>Ligas</i>	<i>Temperatura liquidus (°C)</i>	<i>Temperatura fs=45% (°C)</i>	<i>Temperatura fs=60% (°C)</i>
<i>AA7075</i>	636	615	607
<i>AA7004</i>	660	646	641

Nas simulações com o *software* Thermo-Calc[®] os dados fornecidos foram às curvas de fração líquida *versus* temperatura para cada liga estudada, partindo-se, conforme descrito anteriormente no Capítulo 3, item 3.3, das composições ideais para cada liga, excluindo-se quaisquer inclusões ou elementos residuais. Nestas simulações, o *software* empregou uma rotina de cálculos avaliando condições de solidificação dentro e fora do equilíbrio. Analogamente aos ensaios de DSC, com as curvas de fração líquida *versus* temperatura em mãos, determina-se às temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, além da temperatura *liquidus* para cada liga estudada. Nas Figuras 4.5 e 4.6 encontram-se as curvas de fração líquida *versus* temperatura estimadas pelo *software* Thermo-Calc[®] para as ligas AA7075 e AA7004, respectivamente.

As temperaturas *liquidus* e as temperaturas relativas às frações sólidas de 45% e 60% de cada liga estudada, são apresentadas na Tabela 4.3 a partir das curvas geradas pelo *software* Thermo-Calc[®].

Tabela 4.3: Temperatura *liquidus* e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60%, obtidas através de simulações no *software* Thermo-Calc[®].

<i>Ligas</i>	<i>Temperatura liquidus (°C)</i>	<i>Temperatura fs=45% (°C)</i>	<i>Temperatura fs=60% (°C)</i>
<i>AA7075</i>	636	620	610
<i>AA7004</i>	643	637	631

THERMO-CALC (2009.04.23:11.15) :
DATABASE:TTAL5

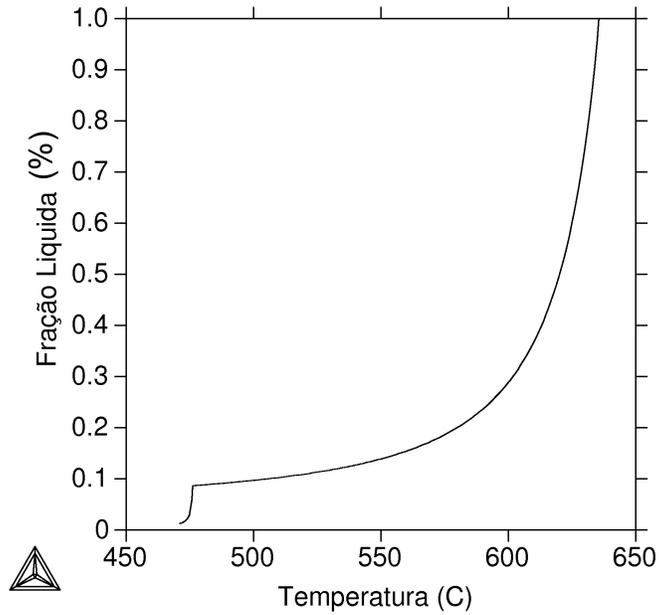


Figura 4.5: Curva da fração líquida *versus* temperatura estimada pelo *software* Thermo-Calc® para a liga AA7075.

THERMO-CALC (2009.04.23:11.17) :
DATABASE:TTAL5

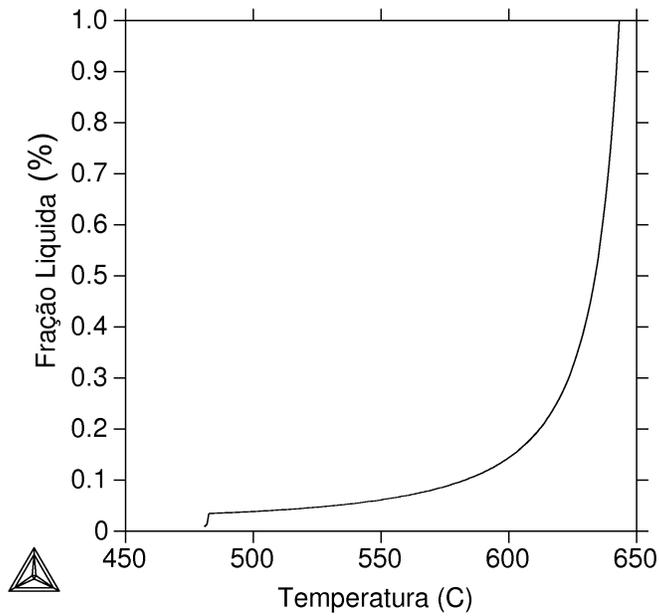


Figura 4.6: Curva da fração líquida *versus* temperatura estimada pelo *software* Thermo-Calc® para a liga AA7004.

A Tabela 4.4 sintetiza todas as possíveis temperaturas de trabalho encontradas para cada um dos métodos de caracterização da transformação sólido-líquido realizados nesta dissertação.

Tabela 4.4: Sumário de temperaturas de trabalho encontradas para cada um dos métodos de caracterização da transformação sólido-líquido.

<i>Ligas</i>	<i>Temperatura fs=45% (°C)</i>		<i>Temperatura fs=60% (°C)</i>	
	<i>DSC</i>	<i>Thermo-Calc</i>	<i>DSC</i>	<i>Thermo-Calc</i>
<i>AA7075</i>	615	620	607	610
<i>AA7004</i>	646	637	641	631

Pode-se verificar que cada uma das caracterizações forneceu temperaturas bastante diferentes para as frações sólidas de 45% e 60%. Os ensaios de DSC apresentaram temperaturas inferiores às encontradas para as simulações através do *software* Thermo-Calc[®] para a liga AA7075, chegando a uma diferença de no máximo 5°C para a condição de 45% de fração sólida. Já para a liga AA7004 ocorreu o oposto, onde os ensaios de DSC apresentaram temperaturas superiores às encontradas para as simulações através do *software* Thermo-Calc[®], chegando a uma diferença de 10°C para ambas as condições de fração sólida.

Todas as temperaturas encontradas para todas as situações foram testadas no tratamento térmico de globularização, com a intenção de se determinar quais seriam as melhores temperaturas para cada liga; utilizando as temperaturas obtidas através das simulações do *software* Thermo-Calc[®] para a liga AA7075 as amostras se fundiram, causando sua exclusão automática. Para a liga AA7004 as amostras permaneceram completamente sólidas durante os ensaios prévios do tratamento térmico de globularização, causando também sua exclusão automática. Utilizando as temperaturas obtidas através dos ensaios de DSC, as amostras mostraram-se coerentes durante os testes tanto para a liga AA7075 como para a liga AA7004, sendo então adotadas como temperaturas de trabalho para as condições de ensaio estipuladas neste trabalho. Um fato a ser observado foi que os ensaios de DSC da liga AA7004 mesmo apresentando temperaturas superiores aos das simulações do *software* Thermo-Calc[®], cerca de 10°C, mostraram-se compatíveis.

4.3 Caracterização micro e macroestrutural

De posse das temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, deu-se início a execução dos tratamentos térmicos de globularização, conforme descrito anteriormente no Capítulo 3, item 3.4. Após o término dos tratamentos, as amostras foram preparadas com auxílio de técnicas metalográficas para a análise morfológica (Capítulo 3, item 3.4.1).

As caracterizações micro e macroestruturais compreendem a caracterização das estruturas das ligas fundidas (como recebida); fundida e solubilizada; tratadas termicamente às temperaturas para 45% e 60% de fração sólida para tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, perfazendo-se a contagem de tamanho de partícula primária ou tamanho de glóbulo, tamanho de grão, determinação dos fatores de forma (CSF e SF) e cálculos do *RQI*. Primeiramente, serão apresentadas as micrografias e na seqüência aparecem as metalografias coloridas, aqui chamadas macrografias.

4.3.1 Caracterização microestrutural

Neste tópico, são apresentadas as micrografias das ligas AA7075 e AA7004 na condição fundida (como recebida) na Figura 4.7, a condição fundida e solubilizada na Figura 4.8, e na seqüência as Figuras 4.9 e 4.10, apresentam as micrografias das ligas tratadas para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

Antes de qualquer caracterização no que diz respeito ao tamanho de glóbulos primários, o que se observa é que a liga AA7004 possui o dobro do tamanho de glóbulos primários em comparação com a liga AA7075. Na Figura 4.7, onde são apresentadas as micrografias da condição fundida (como recebida), o que se nota é uma microestrutura tipicamente em forma de roseta para a liga AA7075 e uma microestrutura mais grosseira, mas, no entanto, também em forma de roseta para a liga AA7004.

Na Figura 4.8, são apresentadas as micrografias da condição fundida e solubilizada para ambas as ligas. Pode-se observar nas micrografias que após o tratamento térmico de solubilização as ligas estudadas não sofreram modificações significativas, no que diz respeito ao formato da estrutura.

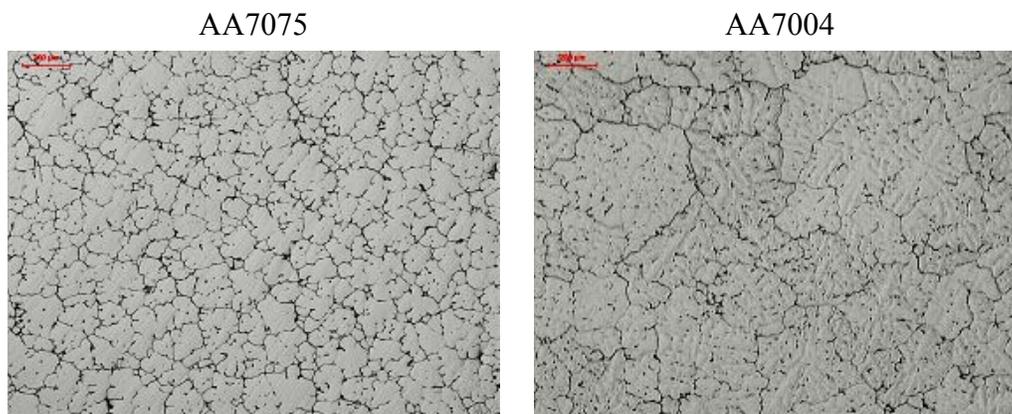


Figura 4.7: Micrografias das ligas fundidas (como recebida). Aumento: 50x.

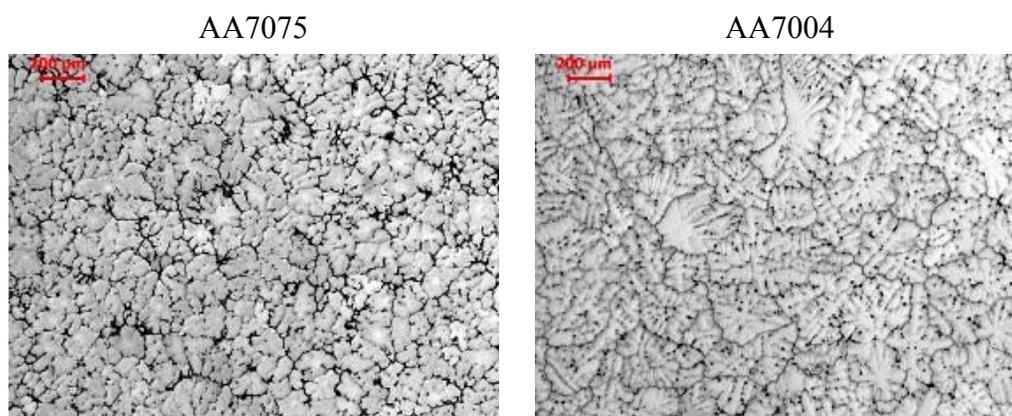


Figura 4.8: Micrografias das ligas fundidas e solubilizadas. Aumento: 50x.

O tratamento de solubilização teve como efeito principal a diminuição de tensões residuais nas amostras fornecidas pela ALCOA possibilitando as operações de usinagem dos corpos de prova, a despeito do alívio de tensões ser feito a temperaturas inferiores para este tipo de liga (entre 130 e 150°C). Esta solubilização não gerou alteração morfológica significativa. Pode-se notar, no entanto, que há uma maior definição do contorno dendrítico para ambos materiais. Nota-se ainda para a liga AA7004 a presença extensa de particulados não dissolvidos completamente com o tratamento.

Na Figura 4.9 são apresentadas as micrografias da liga AA7075 tratadas para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s. Na seqüência, a Figura 4.10 apresenta as micrografias da liga AA7004 tratadas para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s.

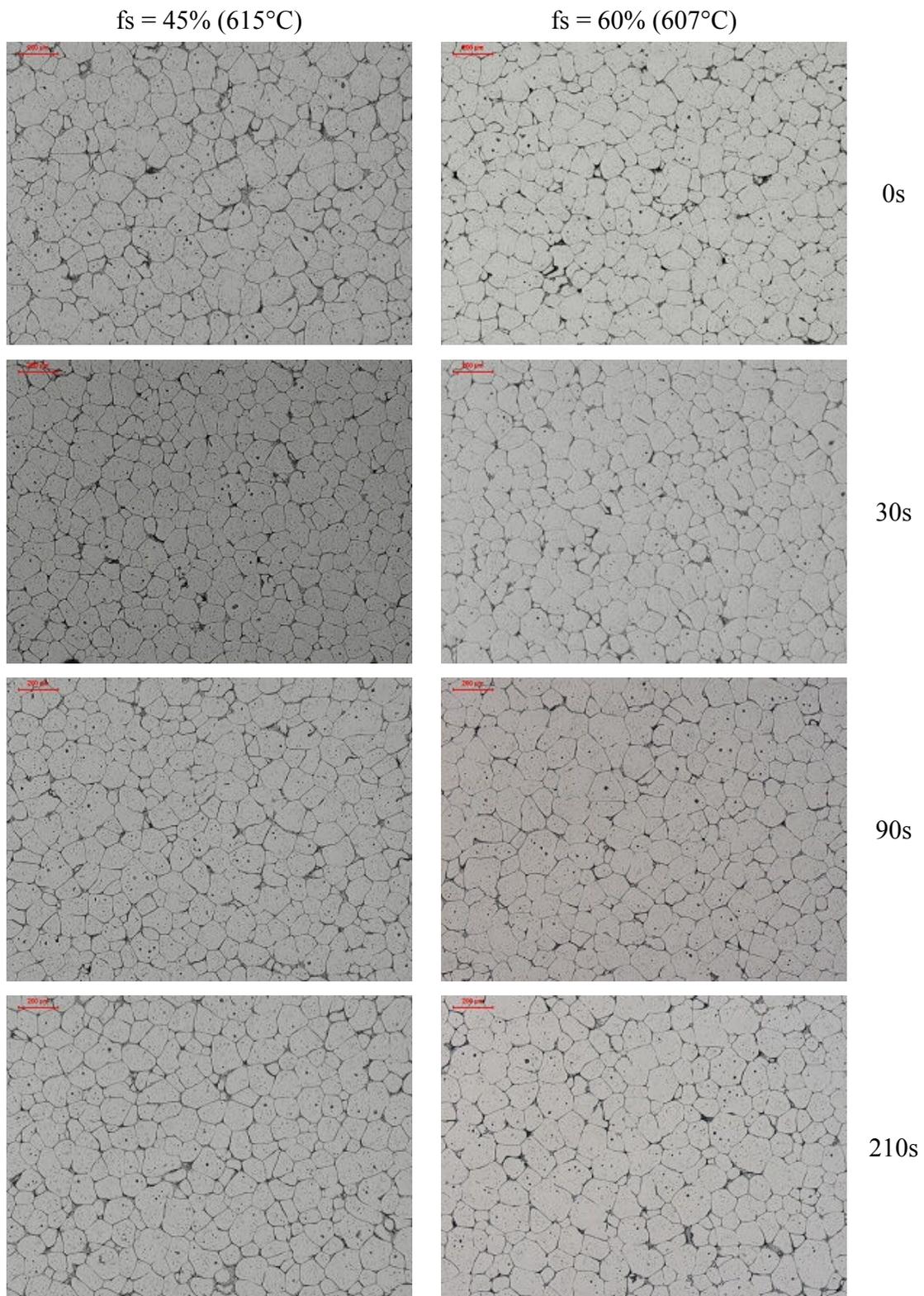


Figura 4.9: Micrografias da liga AA7075 tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.

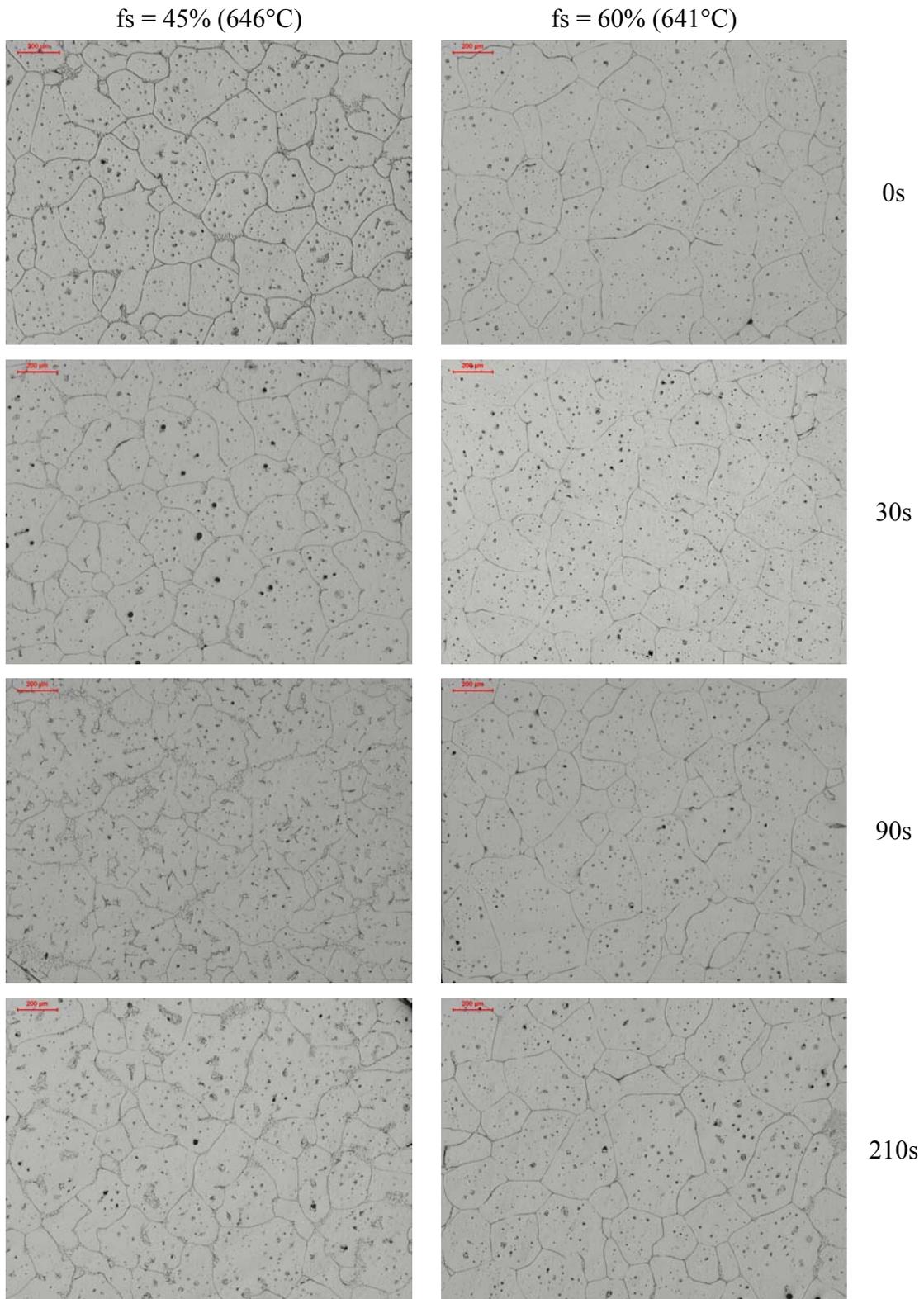


Figura 4.10: Micrografias da liga AA7004 tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.

Analisando-se qualitativamente as microestruturas da liga AA7075, mostradas na Figura 4.9, pode-se notar a evolução para morfologia globular mesmo para o tempo de tratamento térmico de 0s, ocorrendo um ligeiro aumento no tamanho destes glóbulos primários durante a manutenção do material à faixa semi-sólida para o tempo de 210s de tratamento. A Figura 4.10, contendo as microestruturas da liga AA7004, também apresentaram glóbulos primários bastante esferoidizados desde o tempo de tratamento de 0s, com aumento em seu tamanho e grau de esfericidade no decorrer da evolução morfológica da liga. Nota-se, no entanto que esta morfologia é mais grosseira apresentando glóbulos com tamanho bastante superior à liga AA7075. Tem-se ainda que para ambas as ligas, AA7075 e AA7004, existe uma vasta presença de pequenos precipitados distribuídos finamente na matriz de alumínio.

Na Tabela 4.5 são apresentados os tamanhos médios de glóbulo primário e os valores do fator de forma da circularidade (CSF) e do fator de forma tradicional (SF) para as ligas estudadas, lembrando que os fatores de forma adotados neste trabalho foram o parâmetro de circularidade, sendo que para o fator de forma tradicional (SF), quanto mais próximo de “1”, mais globular é a estrutura, conforme Equação 2.2 do item 2.5.1, Capítulo 2. Já para o fator de forma da circularidade (CSF), quanto mais próximo estiver dos valores que variam de 12 a 17, mais circular será o glóbulo, conforme Equação 2.3 do item 2.5.1, Capítulo 2. 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.

A Tabela 4.5 apresenta também o tamanho médio dos glóbulos primários para ambas as ligas, desde o tempo de tratamento de 0s até o tempo de 210s. A maior fração sólida, 60%, proporciona maiores glóbulos primários em relação à fração sólida de 45% devido aos fenômenos de coalescência, que são altamente favorecidos por maiores frações sólidas, uma vez que existe maior contato entre as partículas sólidas, ocorrendo em ambas as ligas AA7075 e AA7004. No que diz respeito ao fator de forma, também é evidenciado o aumento da circularidade para ambas as ligas, AA7075 e AA7004, quando possuem 60% de fração sólida.

Como Zoqui e Paes (2001, 2004) haviam constatado anteriormente, quanto menor o tamanho de grão da estrutura a ser submetida ao tratamento, melhor será o efeito de

globularização. Esse fato pode ser constatado ao se comparar às microestruturas das ligas fundidas com as ligas tratadas termicamente.

Tabela 4.5: Valores de tamanho médio de glóbulo primário e de fator de forma para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tamanho de glóbulo primário (μm)</i>	<i>Fator de forma da circularidade (CSF)</i>	<i>Fator de forma (SF)</i>	
<i>AA7075</i>	Fundida		76 ± 6	25,63	$0,27 \pm 0,16$	
	Fundida e solubilizada		79 ± 7	26,43	$0,29 \pm 0,17$	
	45	0	68 ± 6	24,42	$0,41 \pm 0,14$	
		30	69 ± 5	24,24	$0,45 \pm 0,15$	
		90	71 ± 6	24,27	$0,41 \pm 0,18$	
		210	76 ± 5	24,70	$0,40 \pm 0,13$	
	60	0	69 ± 5	19,08	$0,44 \pm 0,16$	
		30	72 ± 8	18,31	$0,49 \pm 0,17$	
		90	74 ± 8	18,98	$0,49 \pm 0,13$	
		210	78 ± 7	18,85	$0,44 \pm 0,18$	
	<i>AA7004</i>	Fundida		186 ± 22	30,24	$0,12 \pm 0,06$
		Fundida e solubilizada		186 ± 22	30,31	$0,14 \pm 0,06$
45		0	167 ± 26	28,29	$0,24 \pm 0,11$	
		30	186 ± 27	25,56	$0,29 \pm 0,13$	
		90	187 ± 29	26,43	$0,27 \pm 0,17$	
		210	189 ± 18	26,13	$0,25 \pm 0,19$	
60		0	172 ± 19	24,13	$0,26 \pm 0,13$	
		30	179 ± 22	26,76	$0,32 \pm 0,14$	
		90	203 ± 22	19,91	$0,35 \pm 0,15$	
		210	212 ± 19	17,66	$0,34 \pm 0,16$	

Pode-se observar através da Tabela 4.5, que não há alteração morfológica significativa entre as amostras fundidas e apenas solubilizada. A evolução morfológica para o tratamento à faixa semi-sólida, no entanto, é evidente. Segundo Xia (1998), para uma estrutura ser totalmente globular ela deve possuir um valor de *circularity shape factors* (CSF) de 17 a 20. Sendo assim o CSF da liga AA7075 com 60% fração sólida variou de 18 a 19, e segundo a classificação de Xia (1998) isto equivale à forma globular, já para 45% fração sólida o CSF permaneceu na casa de 24, o que

mostra alguns glóbulos com forma quase globular e outros com forma de rosetas. Para a liga AA7004 com 60% de fração sólida, o CSF variou de 17 a 24, isto mostra que há glóbulos e rosetas, sendo importante ressaltar que para a condição de 210s foi o que obteve o menor valor, o que se pode concluir é que com um maior tempo de tratamento, as partículas primárias tendem a forma globular, isto se deve principalmente aos mecanismos de *Ostwald ripening* e de coalescência, como descrito para o fator de forma tradicional (*surface factor*).

Os valores do fator de forma tradicional (SF), indicam o quanto à estrutura é globular. Pode-se notar de uma maneira geral, que a estrutura da liga AA7075 é globular, tendo valores na casa de 0,40. Sendo que para a fração sólida de 60% foi a que proporcionou os melhores valores, todos ficando acima de 0,40, especialmente para a condição de ensaio com o tempo de 30s (fator de forma (SF) de 0,49). Pelas micrografias, pode-se notar que a liga AA7004 possui forma entre roseta e globular, caracterizado pelos baixos valores do fator de forma principalmente para a fração sólida de 45%. Mas há uma ressalva para a fração sólida de 60% com tempos de 90s e 210s, onde foram obtidos valores de fator de forma de 0,35 e 0,34, respectivamente.

4.3.2 Caracterização macroestrutural

O sistema de análise de imagens utilizando luz polarizada se mostrou eficiente para se determinar os tamanhos de grãos das ligas estudadas. De acordo com conceitos metalúrgicos, cada grão se difere de outro devido a diferentes orientações cristalográficas, assim, sob luz polarizada, grãos diferentes apresentam colorações diferentes. Este fenômeno facilita a diferenciação de grãos que sejam vizinhos e que podem ser equivocadamente confundidos com um só.

Neste tópico, são apresentadas as macrografias das ligas AA7075 e AA7004 na condição fundida (como recebida) na Figura 4.11, e na condição fundida e solubilizada na Figura 4.12. Na seqüência, as Figuras 4.13 e 4.14, apresentam as macrografias das ligas tratadas para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

A Figura 4.11 apresenta as macrografias das ligas fundidas (como recebida), novamente o que se nota primeiramente é uma macroestrutura de rosetas finas para a liga AA7075 e para a liga

AA7004 uma macroestrutura de rosetas mais grosseiras. A Figura 4.12 apresenta as macrografias das ligas na condição fundida e solubilizada.

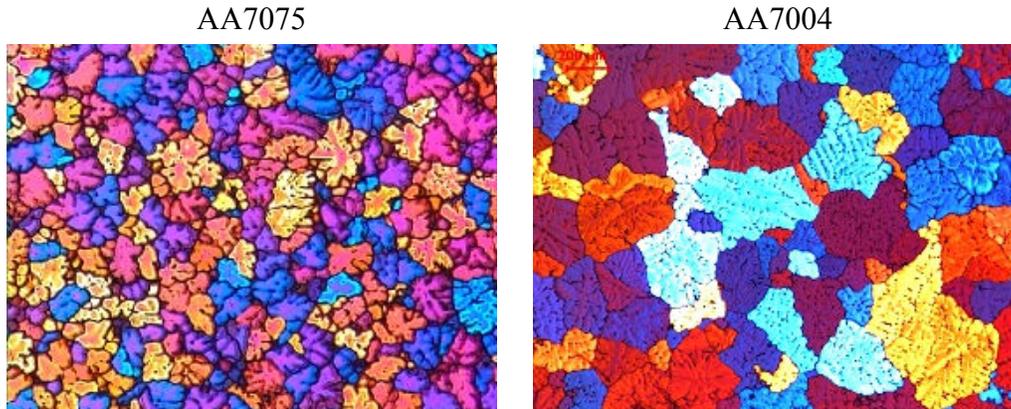


Figura 4.11: Macrografias das ligas fundidas (como recebida). Aumento: 50x.

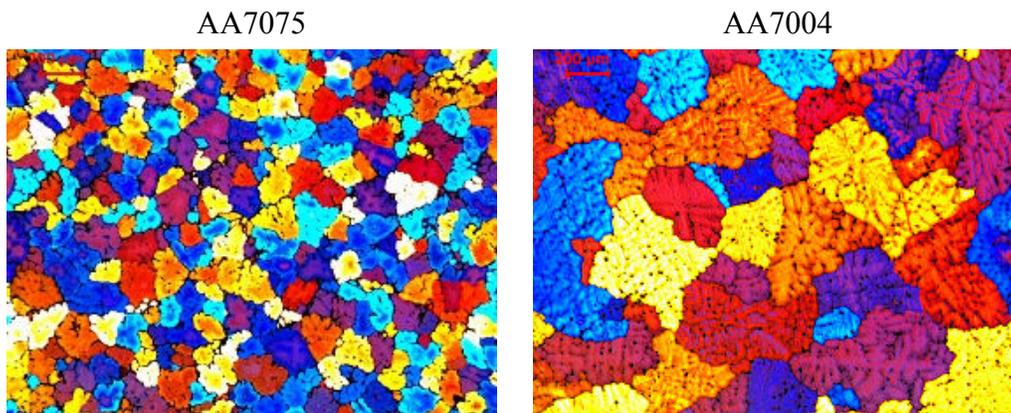


Figura 4.12: Macrografias das ligas fundidas e solubilizadas. Aumento: 50x.

Pode-se observar nas macrografias que após o tratamento térmico de solubilização, a liga AA7075 sofreu pequena modificação morfológica no que diz respeito ao seu formato, já a liga AA7004 não sofreu modificações significativas. Novamente o que se nota é uma microestrutura em forma de roseta fina para globular para a liga AA7075 e para a liga AA7004 rosetas grosseiras, a mesma estrutura apresentada para a condição fundida (como recebida). Essa pequena alteração da estrutura da liga AA7075, ou seja, da condição fundida para a condição fundida e solubilizada, se deve ao tratamento térmico de solubilização.

A Figura 4.13, mostra a evolução morfológica em termos de macroestruturas da liga AA7075, durante o aquecimento ao estado semi-sólido. Qualitativamente se apresentam com

grãos em forma de glóbulos desde o tempo de tratamento térmico de 0s, ou seja, somente devido ao reaquecimento, mostrando um ligeiro aumento no tamanho dos grãos durante a evolução morfológica até o tempo de 210s de tratamento. As macroestruturas apresentaram homogeneidade em relação aos grãos, e não houve 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 como também se notou nas microestruturas uma grande homogeneidade. O principal mecanismo para essa alteração é o fenômeno de *Ostwald ripening* seguido pela coalescência, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico, fato também observado para a liga AA7004.

A Figura 4.14, mostra a evolução da macroestrutura para a liga AA7004. Qualitativamente se apresentam com grãos esferoidizados, mas com tamanho bastante superior à liga AA7075, desde o tempo de tratamento de 0s, apresentando também aumento em seu tamanho e grau de esfericidade no decorrer da evolução morfológica até o tempo de 210s de tratamento. As macroestruturas apresentaram homogeneidade em relação aos grãos, e não houve 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 como também se notou nas microestruturas uma grande homogeneidade. Neste caso a menor diferença de temperatura entre ambos os ensaios, apenas 5°C, pode explicar esta pequena variação.

A Tabela 4.6 apresenta os tamanhos médios de grãos e os valores do RQI para as ligas estudadas em cada condição de ensaio proposta. Vale ressaltar que os altos valores de desvios-padrão encontrados também são perfeitamente cabíveis neste cenário de ligas de fundição, onde se tem, de fato, grande expectativa de heterogeneidade entre as partículas dos materiais. O *Rheocast Quality Index* (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 e multiplicado pelo fator de forma (SF) conforme Equação 2.1 do item 2.5.1, Capítulo 2. 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.

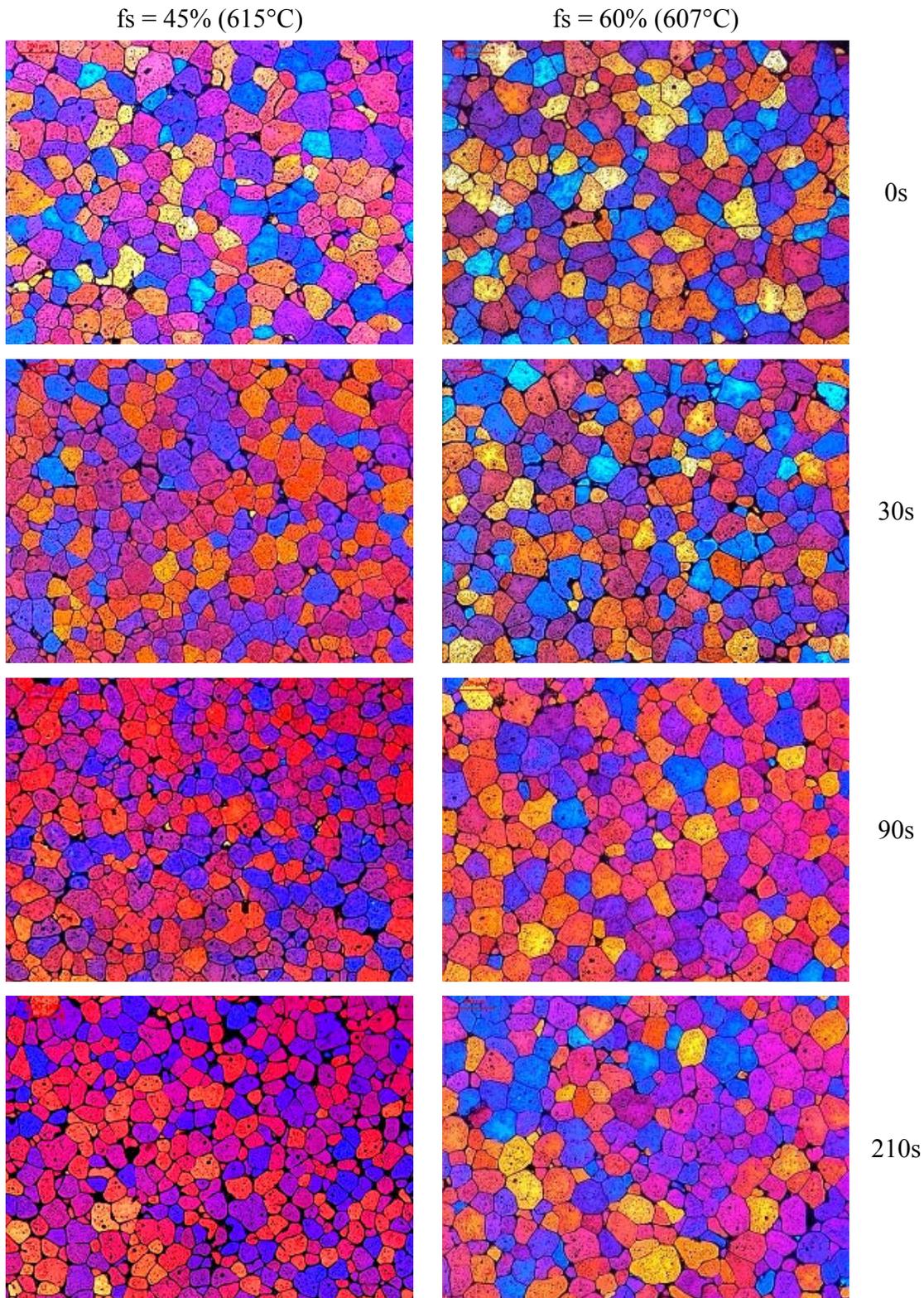


Figura 4.13: Macrografias da liga AA7075 tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.

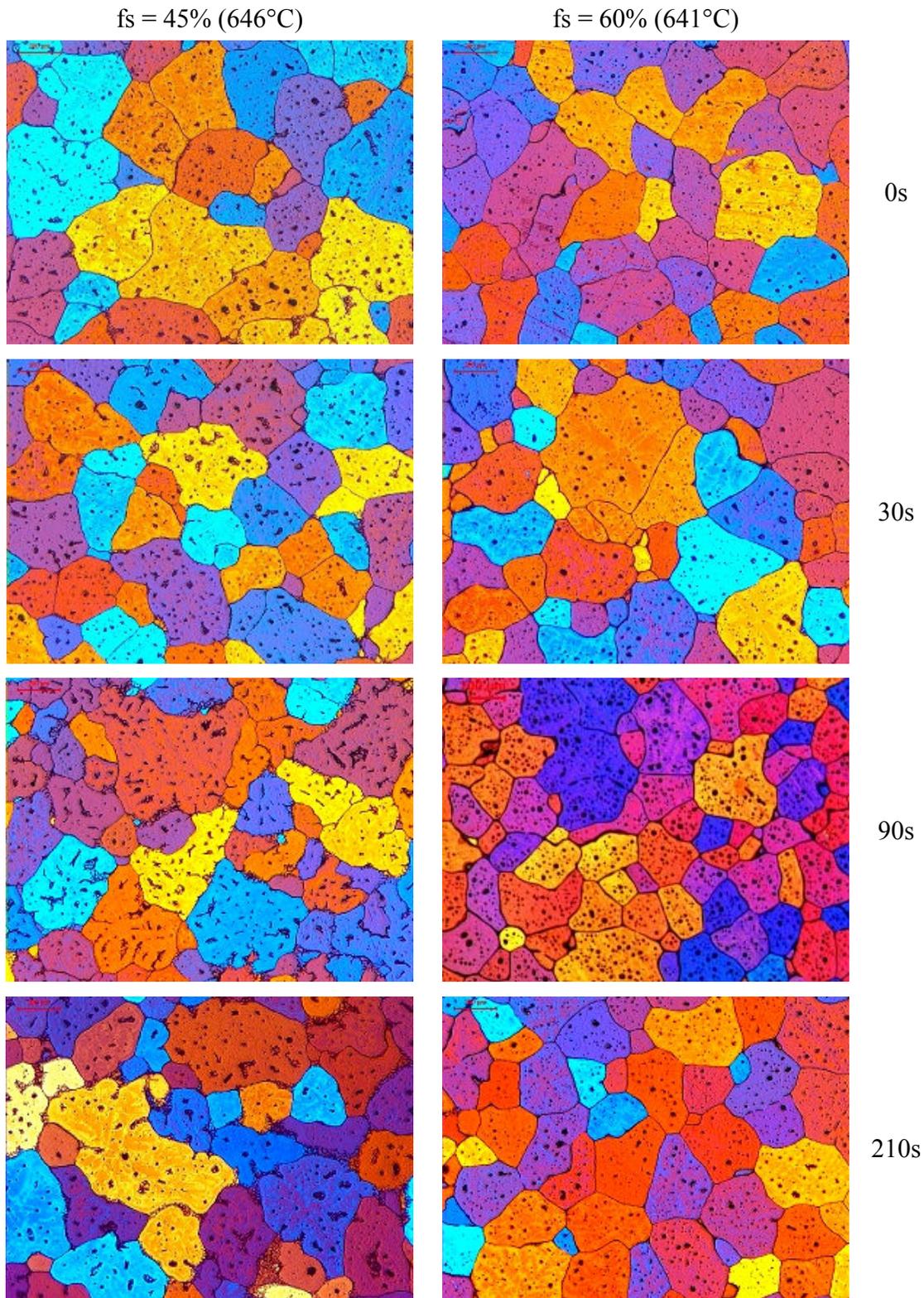


Figura 4.14: Macrografias da liga AA7004 tratadas termicamente para 45% e 60% de fração sólida nos tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s. Aumento: 50x.

Tabela 4.6: Valores de tamanho médio de grão e de RQI para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tamanho de grão (μm)</i>	<i>RQI</i>
<i>AA7075</i>	Fundida		124 ± 25	0,17
	Fundida e solubilizada		124 ± 28	0,18
	45	0	121 ± 25	0,23
		30	133 ± 32	0,23
		90	137 ± 22	0,21
		210	137 ± 32	0,22
	60	0	131 ± 18	0,23
		30	132 ± 24	0,27
		90	133 ± 29	0,27
		210	135 ± 20	0,25
<i>A7004</i>	Fundida		279 ± 54	0,08
	Fundida e solubilizada		280 ± 50	0,09
	45	0	285 ± 59	0,14
		30	291 ± 45	0,19
		90	296 ± 63	0,17
		210	307 ± 60	0,15
	60	0	270 ± 55	0,17
		30	282 ± 60	0,20
		90	291 ± 50	0,24
		210	293 ± 77	0,25

Após confrontar as macroestruturas obtidas com os valores de RQI, estabeleceu-se que para valores de RQI superiores a 0,20 a morfologia tem expectativa de boa conformabilidade no estado semi-sólido. Abaixo de 0,20 tem-se morfologia globular irregular, pois para esses valores notou-se de forma visual que ainda havia interação do glóbulo primário com seus vizinhos. Essa proposição pode ser facilmente comprovada pelos valores que foram obtidos e demonstrados na Tabela 4.6.

Nota-se, a partir da Tabela 4.6 que os tamanhos médios de grãos das ligas AA7075 e AA7004, apresentaram tendência crescente desde o tempo de tratamento de 0s até o tempo de tratamento de 210s. Contudo, apresentaram pequenas diferenças entre os tamanhos de grãos, com margens insignificantes ante aos desvios-padrão obtidos. A tendência de aumento dos grãos

desde a liga fundida até a liga tratada para 210s, demonstra claramente os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico. Nota-se também que as ligas com fração sólida de 60% foram as que obtiveram melhor desempenho em relação ao RQI, isto se deve ao fato de que a maior fração sólida proporciona maior interação entre os grãos em relação à fração sólida de 45%, favorecendo os fenômenos de coalescência.

Os valores do *Rheocast Quality Index* (RQI), indicam o quanto o tamanho de grão é igual ao tamanho de glóbulo, implicando assim em uma estrutura menos complexa e mais globular. Portanto, podemos notar que a liga AA7075 com 60% de fração sólida apresenta uma estrutura totalmente globular, tendo valores acima de 0,20. Especialmente para as condições de ensaio com os tempos de 30s e 90s onde obteve valores de RQI de 0,27. Já a liga AA7004 com 60% de fração sólida apresentou também valores de RQI acima de 0,20 .

Através da Tabela 4.6, se observa que os tamanhos de grãos das condições de fundida (como recebida) e fundida e solubilizada da liga AA7075 permaneceram idênticos o mesmo ocorrendo para a liga AA7004.

Na Figura 4.15 nota-se que os valores de RQI das ligas AA7075 e AA7004, apresentaram tendência crescente desde o tempo de tratamento de 0s até o tempo de tratamento de 210s, o que demonstra claramente os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*. No entanto, para alguns casos, especialmente para altas frações sólidas inicialmente há uma diminuição do RQI devido a alto grau de coalescência entre partículas primárias. Após coalescidas estas desenvolvem morfologia globular gerando maior valor de RQI. Nota-se também que as ligas com fração sólida de 60% foram as que obtiveram melhor desempenho em relação ao RQI, isto se deve ao fato de que a maior fração sólida facilita estes fenômenos de coalescência, porém a condição de melhor globularização é considerada condição necessária, mas não suficiente para a tixotomização, ou seja, além da globularidade da partícula primária ainda é necessário que esta apresente o menor tamanho de grão possível, e a despeito do maior RQI a estrutura que provavelmente terá o melhor desempenho com relação ao comportamento viscoso será a liga AA7075 por apresentar menor tamanho de grão/glóbulo.

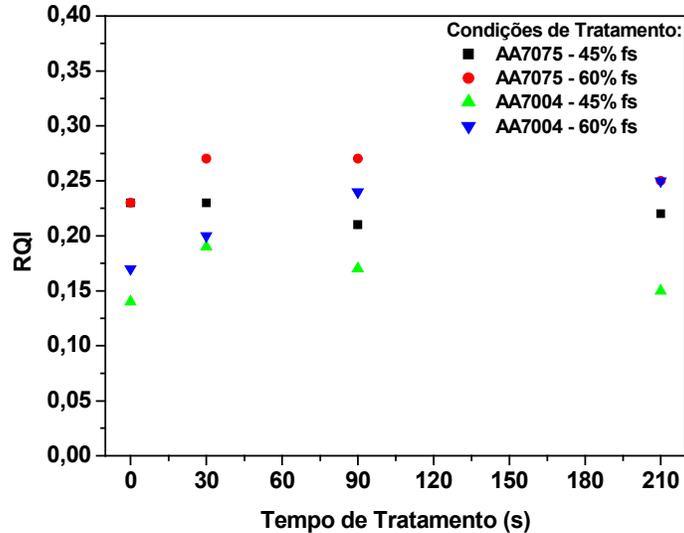


Figura 4.15: Valores de RQI em função do tempo de tratamento para cada uma das ligas estudadas.

Desta forma tem-se que para uma análise precisa da tixoconformabilidade 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.

Enfim, tem-se que ambas as ligas apresentaram valores médios de RQI e morfologia propícias ao tixoforjamento. Porém, esse fato não quer dizer que essas estruturas obtidas serão propícias para seu emprego como pasta semi-sólida. Para confirmar se realmente essas ligas poderão ser utilizadas como pastas semi-sólidas, realizou-se o ensaio de avaliação da viscosidade, cujos resultados serão apresentados e discutidos a seguir.

4.4 Caracterização da viscosidade (ensaio de compressão a quente)

A caracterização da viscosidade em materiais no estado semi-sólido é essencial para o estudo de seu comportamento reológico quando estes são submetidos a tensões de compressão, base de todos os processos de tixoconformação. Spencer (1972), a partir de ensaios de viscosidade, demonstrou as excelentes vantagens de se trabalhar com o material neste estado. Visto a importância da caracterização do comportamento reológico de materiais no estado semi-sólido por meio de ensaios de viscosidade, foram realizados os ensaios de compressão a quente

para cada caso. Vale ressaltar que a velocidade de compressão utilizada foi de 10mm/s, visando simular o comportamento mais próximo às situações práticas, uma vez que esses materiais são utilizados em sua maioria para operações de tixoforjamento e tixoinjeção.

A apresentação dos ensaios de compressão a quente compreendem as soluções gráficas das curvas de tensão *versus* deformação e viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento de acordo com os resultados obtidos como saída para os ensaios de compressão a quente (força, tempo e deslocamento). Primeiramente serão apresentadas as curvas de tensão *versus* deformação, para cada caso, seguido das curvas de viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento.

4.4.1. Tensão

O estudo das tensões médias e tensões máximas de trabalho das ligas é de fundamental importância, dentre alguns motivos, podemos citar para o dimensionamento de ferramental para conformação destas, assim como dados de entrada para estudos de simulação numérica. Neste tópico serão discutidos, os gráficos de tensão *versus* deformação dos ensaios de compressão a quente obtidos para cada condição de ensaio proposta, de acordo com as Equações 2.4 e 2.5 do item 2.5.2, Capítulo 2.

As Figuras 4.16 e 4.17 apresentam as curvas de tensão *versus* deformação das ligas AA7075 e AA7004 reaquecidas para as frações sólidas de 45% e 60% para os tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

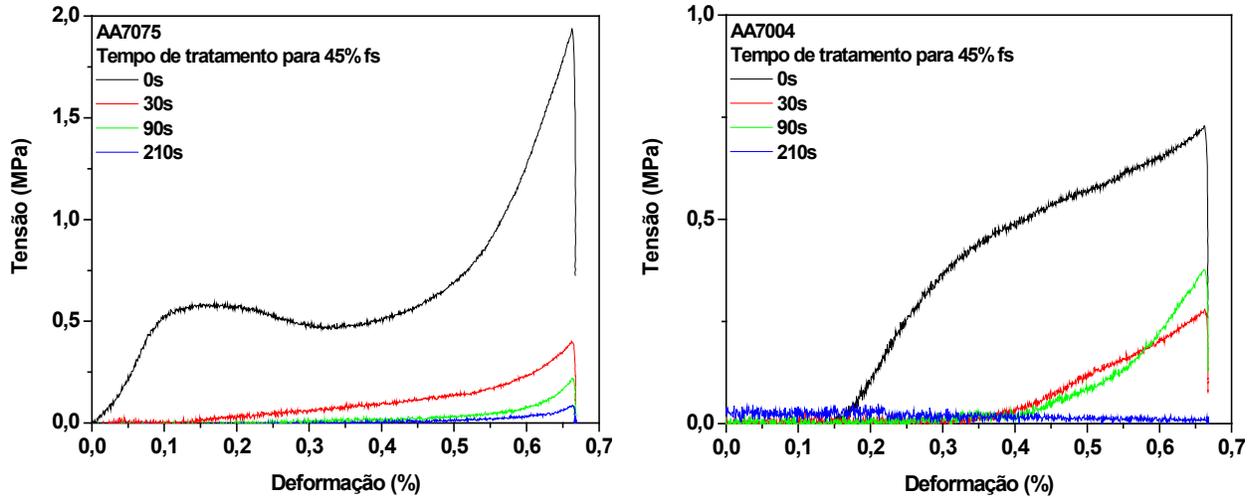


Figura 4.16: Curvas da tensão *versus* deformação das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45% de fração sólida.

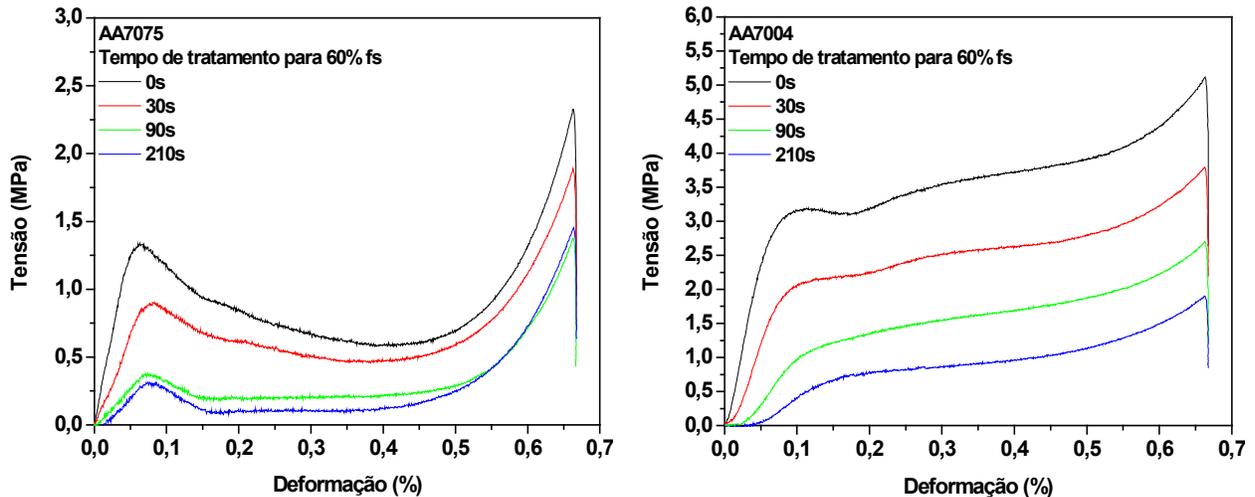


Figura 4.17: Curvas da tensão *versus* deformação das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60% de fração sólida.

Nota-se que, para as curvas da Figura 4.16 baixíssimos valores de tensão foram observados. Portanto, os tempos de tratamento térmico parecem ser determinantes para a avaliação do comportamento sob compressão das ligas, de forma que há uma queda nos valores de tensão conforme a evolução morfológica, diminuindo gradativamente desde o tempo de 0s até o tempo de 210s. Tal fato acontece devido, aos maiores tempos de tratamento térmico que implicam em estruturas com maiores circularidades, o que se traduz em um melhor comportamento durante o escoamento nos testes de compressão a quente.

As ligas com 60% de fração sólida apresentam valores de tensão superiores às ligas com fração sólida de 45%, isso 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 de maior energia que a deformação da fase líquida. A existência dos picos finais está presente em todas as curvas das Figuras 4.16 e 4.17, devido ao final do escoamento, ou melhor, expulsão do líquido da matriz em deformação. Porém, nota-se que tais picos, são mais pronunciados para as curvas relativas à fração sólida de 60%, uma vez que, possuem maior quantidade de sólido, logicamente apresentaram 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. Estes picos indicam o comportamento tixotrópico do material, 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 4.17 apresentam picos muito mais pronunciados, ou seja, uma maior inércia ou resistência ao escoamento quando do início da compressão.

Nota-se ainda que em algumas curvas, na faixa de 0,15 a 0,5% de deformação, há a presença de um patamar, em que o material apresenta uma deformação continuada com pouca ou nenhuma variação na tensão em função da deformação. Nessa fase o líquido atua como se fosse um lubrificante facilitando a movimentação dos glóbulos da fase primária, propiciando a deformação sem que haja aumento no valor da tensão aplicada. Os picos finais presentes em todas as curvas, iniciando para uma deformação de cerca de 0,5, são explicados pelo modelo proposto por Kang *et al.* (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 um grande aumento na tensão de escoamento das ligas. A Tabela 4.7 apresenta um resumo das principais características mecânicas obtidas através dos ensaios de compressão a quente, sendo elas, tensão média (σ_m) e tensão

máxima (σ_{max}). Os valores considerados médios foram obtidos nas curvas de tensão *versus* deformação no ponto relativo à deformação igual a 0,3.

Tabela 4.7: Valores da tensão média e tensão máxima das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Tensão média (MPa)</i>	<i>Tensão máxima (MPa)</i>
<i>AA7075</i>	45	0	0,48	1,93
		30	0,06	0,40
		90	0,006	0,21
		210	0,0013	0,08
	60	0	0,67	2,32
		30	0,50	1,87
		90	0,20	1,45
		210	0,10	1,36
<i>AA7004</i>	45	0	0,36	0,72
		30	0,11	0,27
		90	0,007	0,37
		210	0,018	0,011
	60	0	3,53	5,10
		30	2,50	3,77
		90	1,55	2,70
		210	0,87	1,89

Com auxílio da Tabela 4.7, observa-se que existe uma tendência de queda na tensão de escoamento conforme se aumenta o tempo de tratamento. Isso deve principalmente ao fato de que com o aumento do tempo de tratamento tem-se uma maior globularização. Isso indica também que em decorrência do aumento do tempo de tratamento pode ser que haja uma possível queda na interação entre as partículas. Assim, isso nos leva a crer que na adoção de maiores tempos de tratamento ocasionará menores tensões de escoamento ao iniciar o escoamento do material semi-sólido. Através da Tabela 4.7, observa-se que, independentemente das condições utilizadas nos ensaios os valores de tensão se apresentaram bem próximos para ambas as ligas. Isso logo demonstrou que todas as condições são possíveis de serem aplicadas para o tixoforjamento.

4.4.2 Viscosidade aparente

Nesta etapa do trabalho será discutido, o comportamento viscoso das ligas em função da taxa de cisalhamento, resultantes dos ensaios de compressão a quente para cada condição de ensaio, de acordo com as Equações 2.6, 2.7 e 2.8 descritas no item 2.5.2 do Capítulo 2. As Figuras 4.18 e 4.19 apresentam as curvas de viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento das ligas AA7075 e AA7004 reaquecidas para as frações sólidas de 45% e 60% para os tempos de tratamento de 0s, 30s, 90s e 210s, respectivamente.

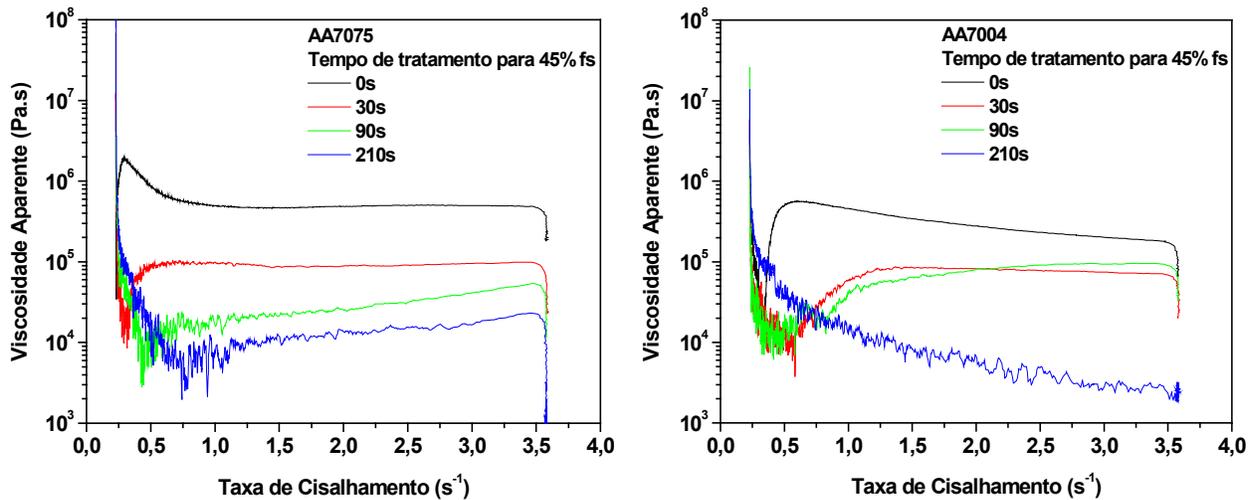


Figura 4.18: Curvas da viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 45% de fração sólida.

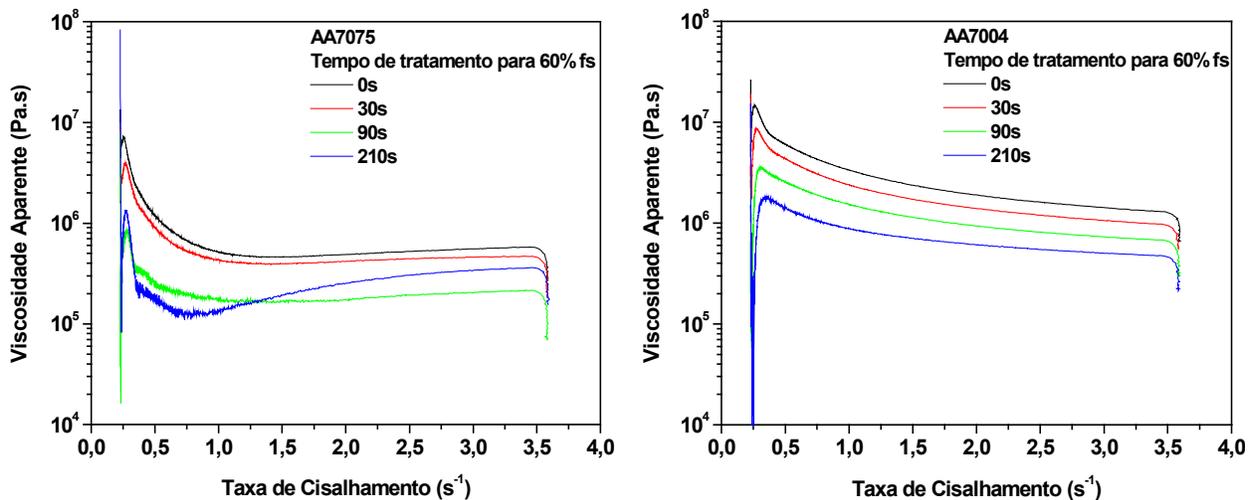


Figura 4.19: Curvas da viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento das ligas tratadas termicamente nos tempos de 0s, 30s, 90s e 210s para 60% de fração sólida.

De maneira geral, tais figuras apresentaram características muito semelhantes às já discutidas para as curvas das Figuras 4.16 e 4.17, onde se vê claramente uma queda gradativa nos valores de viscosidade aparente para os maiores tempos de tratamento térmico, bem como quedas, 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, como já descrito no item 4.4.1. Nota-se que na Figura 4.19, para a liga AA7075 no qual o tempo de tratamento térmico de 210s gerou valores de viscosidade aparente 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 viscosidade aparente das ligas durante os ensaios de compressão.

Nota-se também que a viscosidade aparente decresce acentuadamente para maiores tempos de tratamento térmico. De maneira bastante semelhante, tais comportamentos apenas repetem as situações já observadas para as discussões sobre as tensões médias e máximas. A maior fração sólida causou maiores valores de viscosidade aparente, por motivos análogos aos já discutidos para as tensões médias e máximas das ligas.

Um caráter importante observado para todas as curvas de viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento 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 foi 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.

A Tabela 4.8 apresenta os valores da viscosidade aparente média para cada liga estudada em cada condição de ensaio proposta.

Tabela 4.8: Valores da viscosidade aparente média das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Viscosidade aparente média (Pa.s)</i>
<i>AA7075</i>	45	0	4,84E+5
		30	8,96E+4
		90	2,54E+4
		210	1,36E+4
	60	0	4,84E+5
		30	4,13E+5
		90	1,69E+5
		210	2,53E+5
<i>AA7004</i>	45	0	2,77E+5
		30	8,16E+4
		90	8,11E+4
		210	6,52E+3
	60	0	1,83E+6
		30	1,34E+6
		90	9,22E+5
		210	5,97E+5

A Tabela 4.8 apresenta os valores da viscosidade média (μ) medidos a $2,0s^{-1}$ da taxa de cisalhamento com auxílio do *software* ORIGIN. Visualizando os resultados que foram obtidos verifica-se que na maior parte desses resultados os valores da viscosidade se estabeleceram entre a 10^3 a 10^5 (Pa.s). Segundo Flemings (1991), materiais que se encontram nesta faixa de viscosidade possuem o comportamento similar à do vidro fundido e demonstram alta conformabilidade. As amostras submetidas ao tempo de tratamento de 0s apresentam maior viscosidade média do que em relação aos outros tempos, principalmente para as amostras com fração sólida de 60% efeito direto do menor grau de globularização.

A liga AA7004 em comparação com a outra liga estudada, AA7075, obteve o melhor valor de viscosidade aparente, $6,52E+3Pa.s$, para o tempo de tratamento de 210s e 45% de fração sólida, mostrando que esta liga é viável para o processo de tixoconformação. Porém, é necessário ressaltar, que ambos os métodos de avaliação de temperatura de trabalho usados nesta

dissertação, DSC e *software* Thermo-Calc[®], podem ocasionar erros de interpretação, ou seja, a fração sólida real para a temperatura estudada pode ser mais alta ou mais baixa do que os 45% e 60% pré-determinados. Variações mínimas de temperatura para estes materiais causam grande variação de fração sólida, implicando que a viscosidade obtida para este caso em específico pode estar acima ou abaixo. Para este caso a variação de temperatura do teste de compressão foi de +/- 2°C, faixa de temperatura esta difícil de manter durante os 210s.

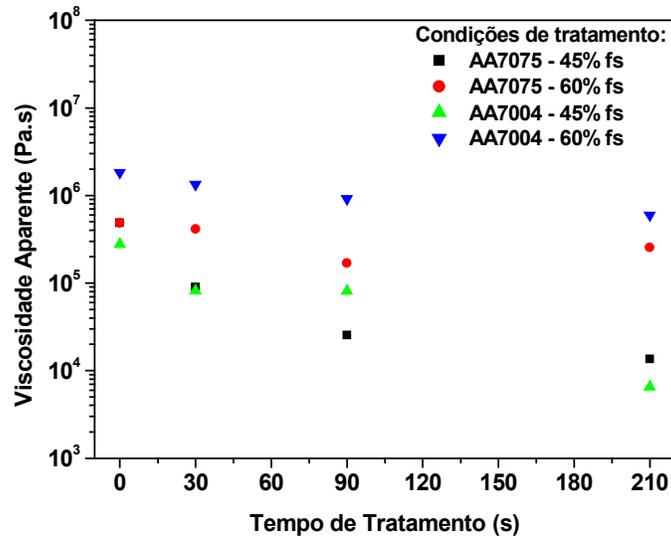


Figura 4.20: Efeito do tempo de tratamento sobre a viscosidade aparente para cada uma das ligas estudadas.

O efeito do tempo de tratamento térmico sobre a viscosidade aparente é mostrado na Figura 4.20. Na Figura observamos uma queda gradativa nos valores de viscosidade aparente para os maiores tempos de tratamento térmico, bem como quedas, em relação à diminuição da fração sólida de 60% para 45%. Isso deve principalmente ao fato de que com o aumento do tempo de tratamento se tem uma maior globularização. Isso nos indica também que em decorrência do aumento do tempo de tratamento pode ser que haja uma possível queda na interação entre as partículas. Com relação à liga AA7075 com fração sólida de 60% e com tempo de tratamento térmico de 210s que gerou valores de viscosidade aparente maiores que o tempo de 90s, isto se deve, aos efeitos de coalescimento dos grãos devido aos longos tempos de permanência a altas temperaturas.

Com base nos resultados obtidos foi escolhida a condição de 45% de fração sólida e tempo de 210s de tratamento, para cada liga estudada para a execução do processo de tixoforjamento por apresentarem nos ensaios de compressão a quente as menores viscosidades.

4.5 Pré-ensaios de tixoforjamento

Como não era conhecido o comportamento do material estudado quanto a sua fluidez e o volume necessário para o preenchimento da matriz, foram realizados pré-ensaios visando otimizar este volume para o total preenchimento da matriz. A Tabela 4.9 apresenta as dimensões iniciais para a confecção dos corpos de prova. Para os pré-ensaios de adequação das dimensões dos corpos de prova, foi adotada a liga AA7075, com fração sólida de 45% e com tempo de tratamento de 210s.

Tabela 4.9: Dimensões iniciais dos corpos de prova.

<i>Ensaio</i>	<i>Diâmetro (mm)</i>	<i>Comprimento (mm)</i>
Ensaio 1	27,0	145,0
Ensaio 2	27,5	
Ensaio 3	28,0	
Ensaio 4	28,5	
Ensaio 5	29,0	

Segundo Lourençato (2008), quando o material é comprimido entre matrizes para o tixoforjamento, a fluidez é menor ao longo do comprimento do que em relação a sua largura, assim, para um bom preenchimento da matriz é necessário que o corpo de prova possua suas dimensões finais próximas à da matriz, principalmente em relação ao seu comprimento. Portanto o comprimento permaneceu fixo havendo apenas a variação do diâmetro dos corpos de prova.

A Figura 4.21 ilustra as peças iniciais que foram obtidas nos pré-ensaios de tixoforjamento. Vale ressaltar que as peças obtidas passaram pelo processo de jateamento em areia para uma melhor visualização de seus defeitos e de suas imperfeições, possibilitando assim determinar com exatidão as medidas corretas para os ensaios de tixoforjamento.

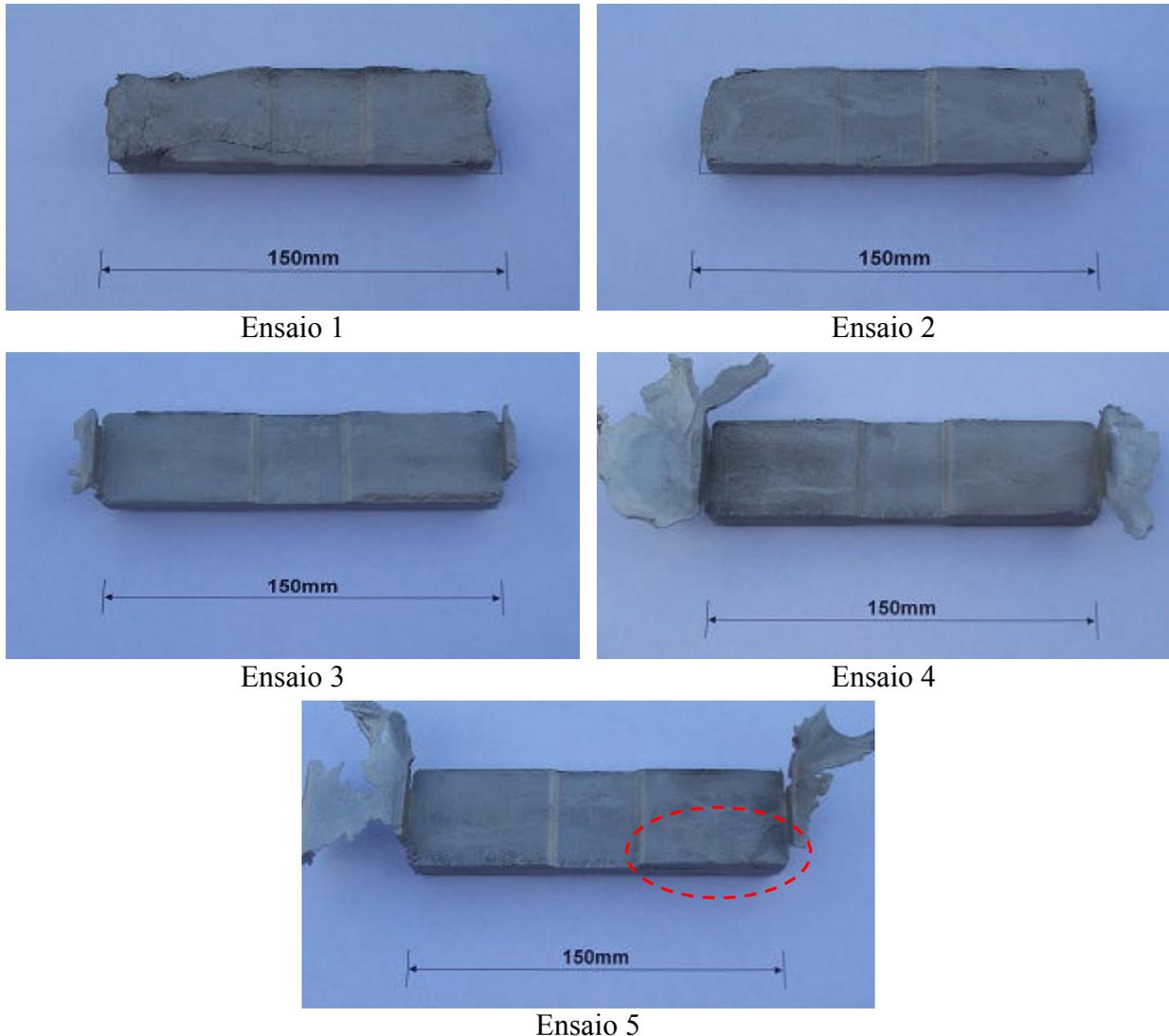


Figura 4.21: Peças iniciais que foram obtidas nos pré-ensaios de tixoforjamento para a determinação das medidas finais.

Nota-se que a primeira peça (ensaio 1), não preencheu a matriz. Na segunda peça (ensaio 2), houve o aumento do diâmetro do corpo de prova, sempre mantendo constante o comprimento da peça. Para a segunda peça, houve melhor preenchimento que a primeira, mas também não houve o preenchimento total da matriz, havendo falta de material nas laterais e nas extremidades. Na terceira peça (ensaio 3), também não ocorreu o preenchimento total da matriz. Na quarta peça (ensaio 4), para diâmetro de 28,5mm ocorreu o preenchimento total da peça (sem nenhuma falha), ou seja, o volume utilizado de material foi suficiente para preencher a matriz. Para tirar quaisquer dúvidas quanto às medidas necessárias para os corpos de prova foi efetuado a quinta

peça (ensaio 5), dessa vez com um diâmetro de 29,0mm e o que se pode notar é que houve varias trincas ao longo da peça, indicando um volume superior ao do ideal.

4.5.1 Tixoforjamento em prensa excêntrica

Durante a execução dos ensaios de tixoforjamento foram registrados os valores referentes à força máxima de fechamento. Na Tabela 4.10, são apresentadas as médias da força máxima que se estabeleceram entre as 10 réplicas para a condição estabelecida, ou seja, 45% de fração sólida e tempo de tratamento de 210s, para cada liga estudada. Essa condição foi escolhida por apresentar nos ensaios de compressão a quente as menores viscosidades, conforme pode ser visto na Tabela 4.7. Vale ressaltar que longos tempos de tratamento tornam difíceis à execução do processo de tixoforjamento, devido ao fato do material apresentar-se mais pastoso ao final do tratamento.

Tabela 4.10: Média da força máxima das ligas estudadas para a condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Fração sólida (%)</i>	<i>Tempo de tratamento (s)</i>	<i>Força máxima (kN)</i>
<i>AA7075</i>	45	210	4,98
<i>AA7004</i>			4,94

Pode-se notar na tabela acima, que a força máxima para a execução do tixoforjamento foi de aproximadamente 5kN, ou seja, de aproximadamente 500kgf. Sendo que a capacidade da prensa excêntrica segundo seu fabricante é de 25 toneladas. Pode-se dizer que a carga utilizada para a realização dos ensaios foi irrisória em comparação com a capacidade da prensa.

As peças tixoforjadas, obtidas para a fração sólida de 45% e tempo de tratamento de 210s para cada uma das ligas estudadas, são apresentadas nas Figuras 4.22 e 4.23. Vale ressaltar que estão sendo apresentadas 8 das 10 réplicas realizadas. Observando estas figuras, nota-se que as peças tixoforjadas, tanto para a liga AA7075 como para a liga AA7004 apresentaram boa conformabilidade, preenchendo toda a matriz e reproduzindo sua geometria. Esse bom preenchimento e reprodução da geometria se deve a muitos fatores, mas em especial pelo fato de estar trabalhando com a fração sólida de 45%, pois apresenta uma menor quantidade de fase sólida no material, contribuindo assim para uma melhor qualidade dimensional, como se pode observar nas peças finais.



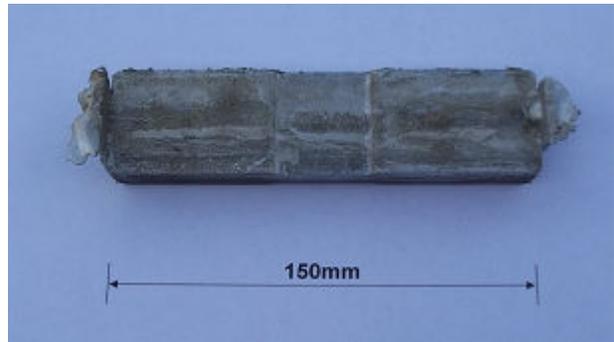
Réplica 1



Réplica 2



Réplica 3



Réplica 4



Réplica 5



Réplica 6



Réplica 7

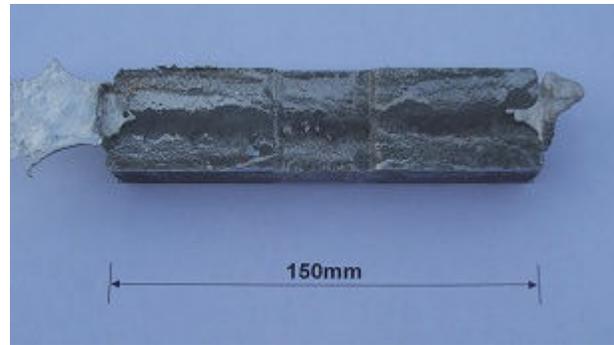


Réplica 8

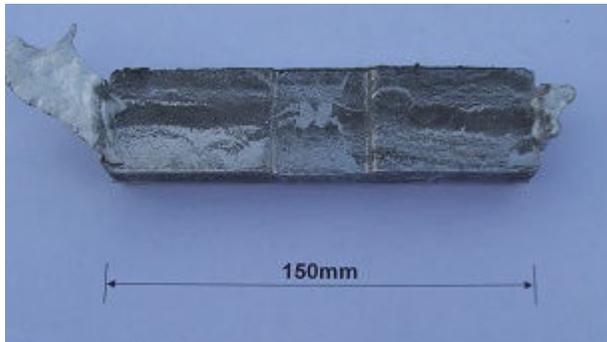
Figura 4.22: Réplicas das peças tixoforjadas da liga AA7075 tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s.



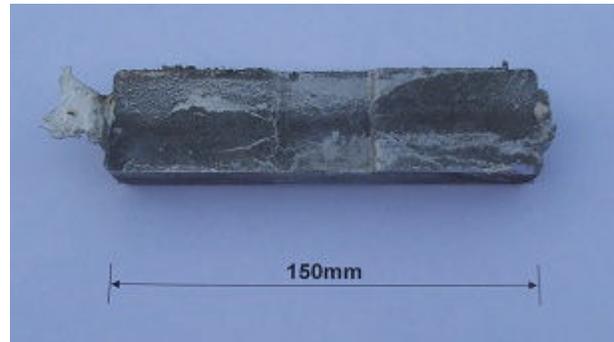
Réplica 1



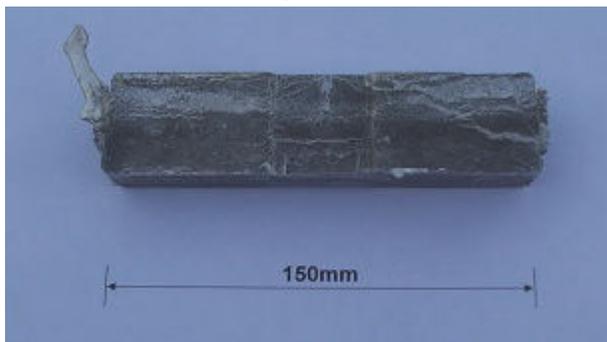
Réplica 2



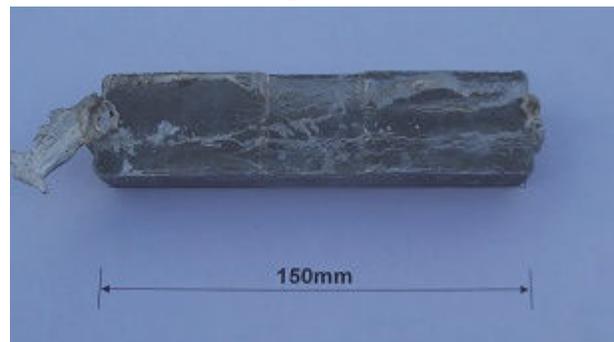
Réplica 3



Réplica 4



Réplica 5



Réplica 6



Réplica 7



Réplica 8

Figura 4.23: Réplicas das peças tixoforjadas da liga AA7004 tratada termicamente para 45% de fração sólida no tempo de tratamento de 210s.

Com relação aos diferentes tamanhos de rebarbas apresentadas nas peças tixoforjadas, isto se deve ao posicionamento dos corpos de prova na matriz de tixoforjamento. Já com relação à cor escura das peças, isto se deve ao uso do desmoldante uma vez que ele propiciava a não aderência das peças tixoforjadas na matriz.

As peças tixoforjadas obtidas nas diferentes condições de ensaio foram submetidas a análises micro e macroestruturais com o objetivo de se compreender melhor o comportamento do material semi-sólido durante o preenchimento do molde. As micro e macroestruturas das peças tixoforjadas nos diferentes estágios de conformação, são apresentadas nas Figuras 4.25 e 4.26. Pode-se observar que ambas as ligas apresentam micro e macroestruturas diferentes para cada região da peça, essas diferentes regiões são identificadas na Figura 4.24.

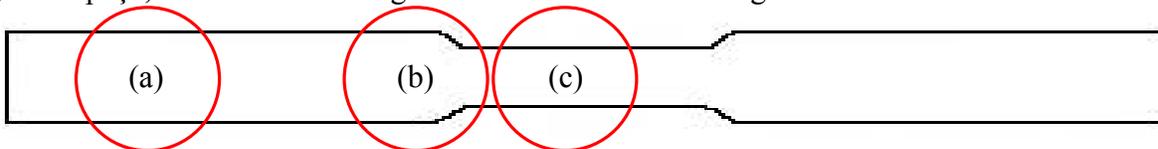


Figura 4.24: Diferentes regiões da peça tixoforjada: (a) extremidade da peça; (b) parte onde ocorre a curvatura da peça; (c) parte central da peça.

Nota-se que, em todas as condições, as peças apresentam variações do tamanho de glóbulos/grãos nas diferentes regiões, sendo identificáveis três áreas principais: uma área localizada na extremidade da peça, contendo glóbulos/grãos com estrutura globular e com maior tamanho, a área de curvatura da peça contendo glóbulos/grãos globulares e deformados e por fim a área localizada no centro da peça, onde houve a maior deformação, constituída de glóbulos/grão deformados e com tamanhos menores.

As regiões próximas da extremidade da peça apresentam microestrutura globular típica dos materiais no estado semi-sólido, sem nenhuma aparência de deformação. Pode-se observar a presença de líquido presente nesta região, resultando em maior quantidade de segunda fase no sólido tixoforjado. Esta morfologia decorre do fato de que os glóbulos/grãos que constituem esta parte da peça são aqueles que, no corpo de prova, se encontravam na frente de escoamento, isto é, no primeiro material a penetrar na cavidade do molde. Durante a deformação, estes glóbulos/grãos são transportados conjuntamente com o líquido sem que sofram grande

deformação, resultando em uma região com estrutura globular. Nota-se ainda uma grande quantidade de porosidades interdendríticas, ou melhor, interglobulares na estrutura.

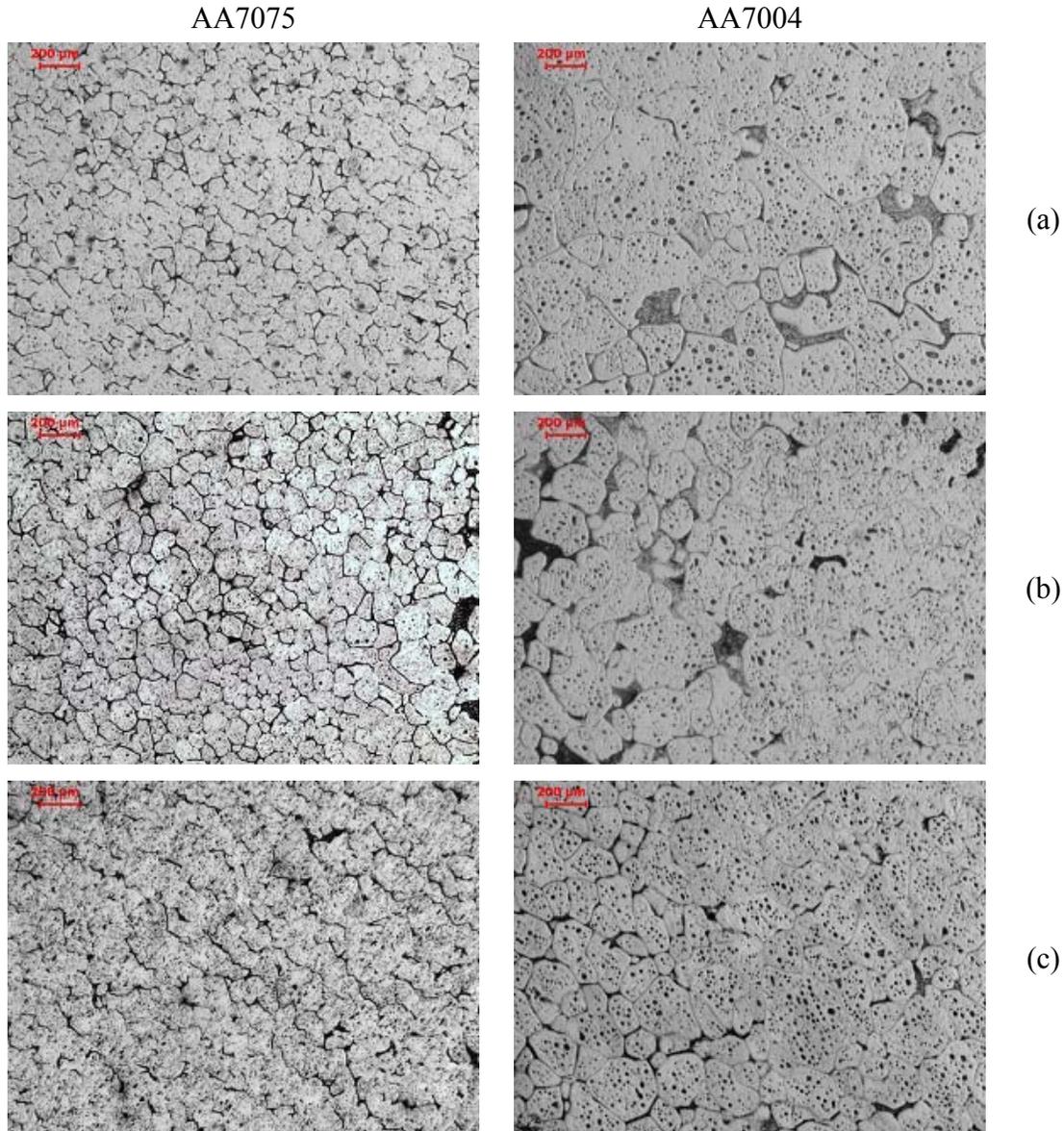


Figura 4.25: Micrografias das ligas AA7075 e AA7004 tixoforjadas: (a) extremidade da peça; (b) área onde ocorre a curvatura da peça; (c) área central da peça. Aumento: 50x.

Todas as peças tixoforjadas apresentaram a maior deformação justamente no centro. Essa maior deformação já era esperada, uma vez que a geometria da peça lhe conferia esse resultado, pois tal deformação ocorre justamente na área que sofreria a maior sollicitação no ensaio de resistência mecânica, ou seja, a área útil do corpo de prova. Na tixoinjeção o líquido presente no material semi-sólido se solidifica sob pressão, reduzindo a possibilidade da presença de vazios de

contração, mas não é o caso do tixoforjamento em prensa excêntrica, pois a pressão é eliminada imediatamente após a deformação executada.

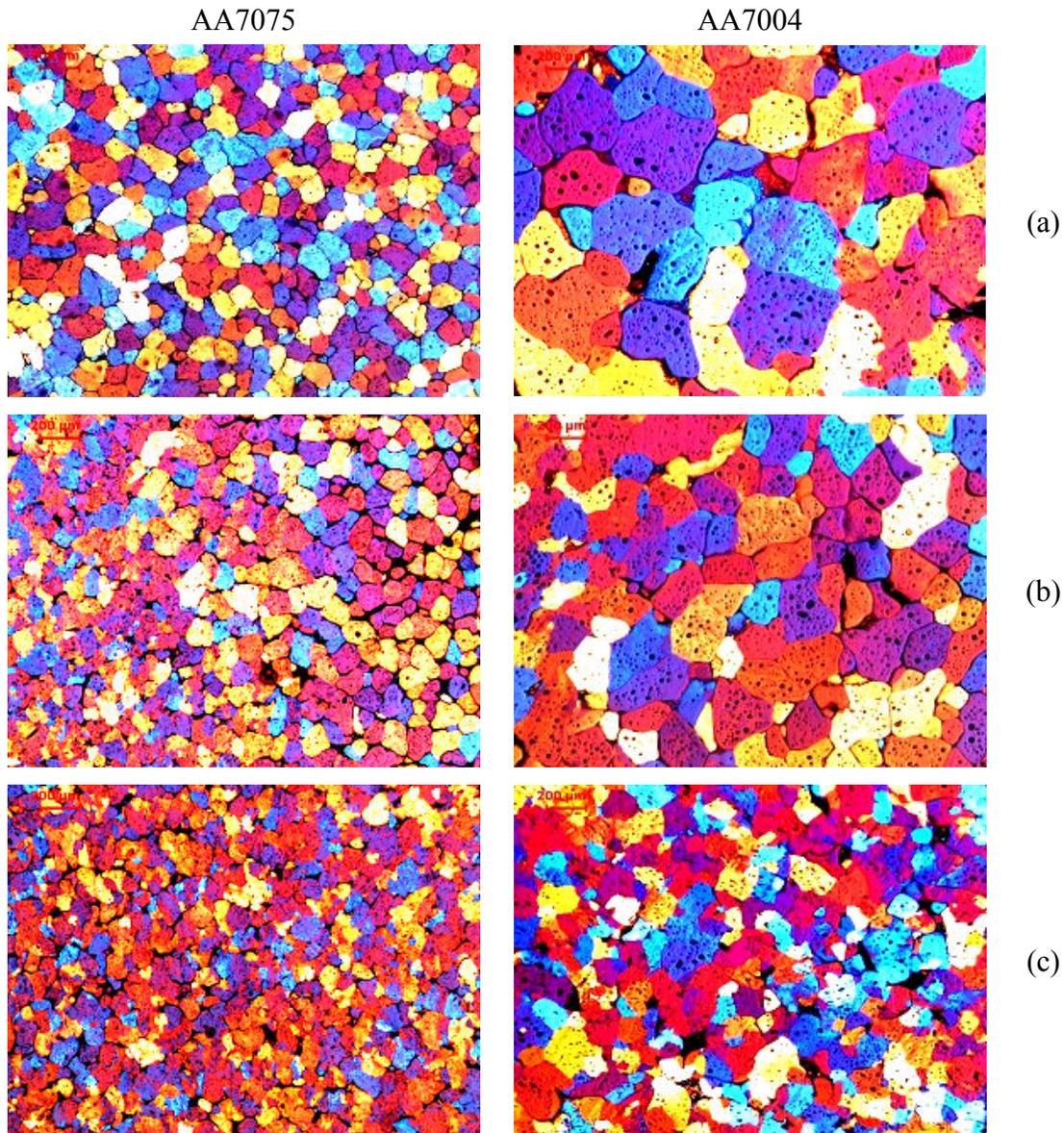


Figura 4.26: Macrografias das ligas AA7075 e AA7004 tixoforjadas: (a) extremidade da peça; (b) área onde ocorre a curvatura da peça; (c) área central da peça. Aumento: 50x.

Rovira (2001) relata que a deformação de materiais em estado semi-sólido ocorre por intermédio de algumas etapas: rearranjo por rolamento e escorregamento da fase sólida em suspensão no líquido, expulsão de líquido para frente do escoamento, deformação elasto-plástica de glóbulos em contato por efeito de compressão e cisalhamento, compactação da fase sólida seguida de uma possível recristalização da fase sólida. Nota-se nas microestruturas apresentadas

nas Figuras 4.25 e 4.26 que, na parte central da peça, ocorreram todos esses fenômenos, menos o relativo ao efeito de recristalização. Esse efeito de recristalização talvez ocorresse através de um tratamento térmico posterior ao processo de tixoforjamento nessa área central.

A partir destes mecanismos pode-se propor um modelo esquemático do preenchimento da matriz de tixoforjamento para as ligas nas condições estudadas, como pode ser visto na Figura 4.27. Para tanto, foram levados em consideração os resultados apresentados anteriormente quanto à morfologia obtida das peças tixoforjadas. Estas observações permitem, para as condições estudadas, dividir em três etapas o processo de tixoforjamento: recalque, cisalhamento e compactação da fase sólida.

- **Recalque:** Durante os estágios iniciais de deformação, segundo esquema apresentado na Figura 4.27(b), as tensões de cisalhamento geradas pela força aplicada, produzem recalque na base do corpo de prova com o deslocamento dos glóbulos, sem que estes sofram qualquer deformação; a presença de líquido contornando os glóbulos/grãos reduz a resistência da deformação sendo que esta resistência ainda diminui com o aumento da temperatura, dada a maior quantidade de líquido presente. Durante este estágio já há provavelmente separação sólido/líquido, com o líquido sendo rejeitado para frente do escoamento.
- **Cisalhamento:** Neste estágio, o material escoar preenchendo a matriz. O movimento relativo dos glóbulos/grãos sob o efeito das tensões de cisalhamento geradas pela força aplicada no material acarreta dilatação localizada do volume do esqueleto constituído pela fase sólida, podendo acarretar seu rompimento ou desagregação. Esta desagregação gera gradientes de pressão, forçando o líquido a escoar para o espaço intersticial surgido como consequência desta desagregação. Na medida que ocorre a conformação da peça, um maior número de contornos entram em contato, como resultado da rejeição de líquido para frente do escoamento, o que, unido ao atrito gerado pelo escoamento do material em contato com as paredes do molde, há o aumento da resistência na conformação. Neste momento, o material tentará escoar pelo caminho mais livre.
- **Compactação:** Esta etapa é o último estágio do tixoforjamento; ocorre a compactação mais intensa da estrutura, o líquido guiado por gradientes de pressão é rejeitado para as extremidades da peça, gerando uma região com muito líquido e no centro da peça praticamente não há presença de líquido. O material do centro da peça sofre alta deformação até os estágios finais da

conformação, por efeito das forças compressivas que compactam o material, resultando nas estruturas deformadas observadas. Porém, no caso do tixoforjamento em prensa excêntrica esta pressão é imediatamente retirada e o material se solidifica sem pressão o que pode causar, ou melhor, formar, microvazios de contração, devido à solidificação remanescente.

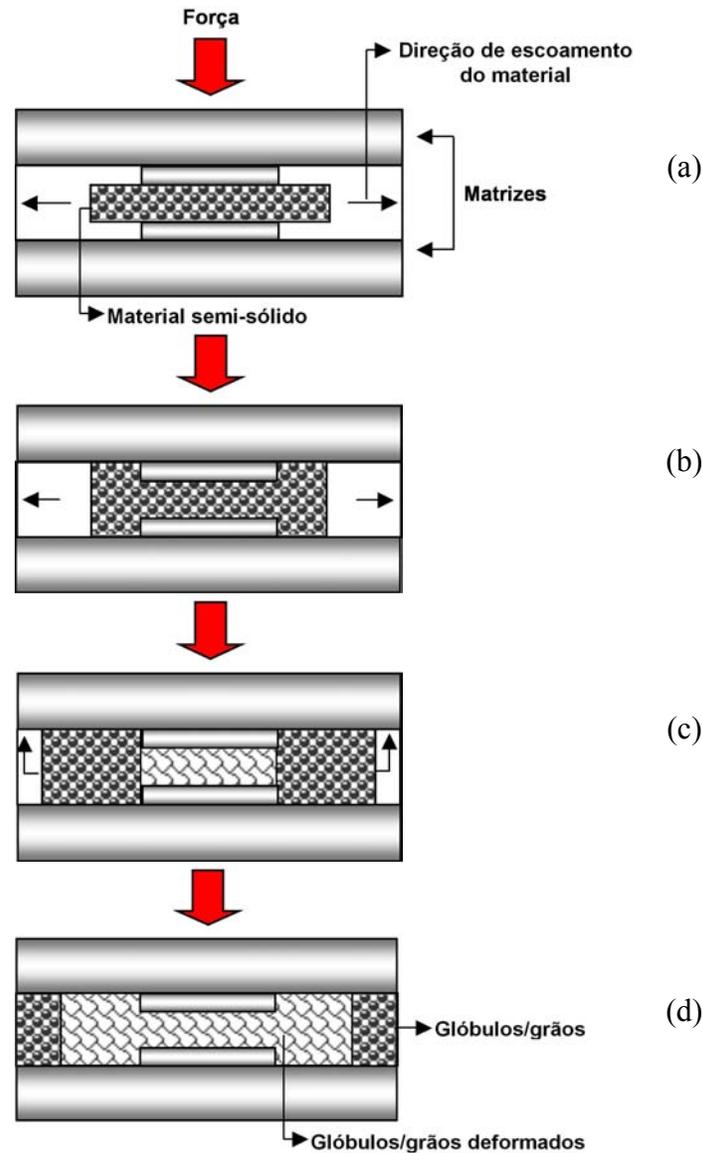


Figura 4.27: Modelo esquemático do preenchimento da matriz no tixoforjamento: (a) início; (b) recalque; (c) cisalhamento; (d) compactação (Adaptado de ROVIRA, 2001).

4.6 Comportamento mecânico em tração

Após a obtenção das peças tixoforjadas, estas foram rebarbadas, cortadas em uma serra na metade de sua largura e usinadas no Laboratório de Usinagem do DEF/FEM/UNICAMP para a

retirada dos corpos de prova de tração. A geometria e as dimensões adotadas para confecção dos corpos de prova de tração encontram-se na Figura 3.9. As especificações para execução dos ensaios de tração são descritas no item 3.7 do Capítulo 3.

A Figura 4.28 apresenta as curvas de tensão *versus* deformação obtidas nos ensaios de tração, para as ligas AA7075 e AA7004 sob a condição fundida e solubilizada, para a condição tixoforjada a 45% de fração sólida e tempo de tratamento de 210s, e na condição tixoforjada e solubilizada, sendo as curvas mais representativas de todo trabalho.

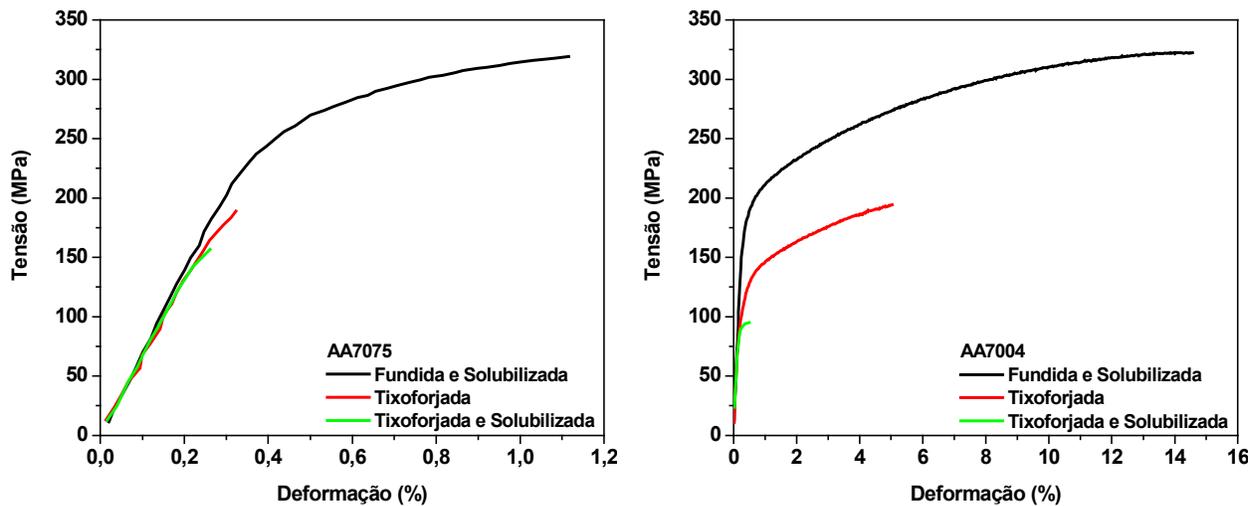


Figura 4.28: Curvas de tensão *versus* deformação para a condição fundida e solubilizada, tixoforjada e tixoforjada e solubilizada.

Ao se analisar as curvas obtidas nota-se que as ligas na condição fundida e solubilizada apresentaram valores muito superiores em termos de comportamento mecânico, maior alongamento para maior tensão, em comparação com as outras condições analisadas. Observa-se que a condição tixoforjada de ambas as ligas apresentam valores muito inferiores, em cerca de 50% no que diz respeito ao limite de resistência à tração (LRT) quando comparada com a condição fundida e solubilizada. Também se observa que as curvas tendem a apresentar a mesma inclinação, indicando que o módulo de elasticidade é pouco afetado pelo tixoforjamento.

A morfologia dendrítica da estrutura original é, portanto, superior a morfologia globular em termos de comportamento mecânico. Em geral o tamanho médio do espaçamento interdendrítico secundário (não medido neste trabalho, mas facilmente visualizado nas Figuras 4.7 e 4.8) é muito

inferior ao tamanho de glóbulo. Na realidade o que se mediu foi o tamanho médio da partícula dendrítica como um todo, mas não seu espaçamento secundário. Para o glóbulo apenas o contorno de glóbulo age como barreira à movimentação de discordâncias, mas no caso da estrutura dendrítica a existência deste espaçamento secundário age como barreira à movimentação melhorando a resistência em termos de maior tensão de escoamento e maior limite de resistência à tração. As amostras tixoforjadas ainda apresentam alongamento bastante inferior às fundidas e solubilizadas.

Outro fator de relevância a ser considerado é que a existência de gases como Hidrogênio (principalmente) e Nitrogênio absorvidos durante o processamento de lingotamento faz com estes permaneçam solubilizados, mesmo com o tratamento de solubilização executado a posteriori, mas quando do reaquecimento acima da temperatura *solidus*, faz-se com estes gases possam evoluir livremente para a formação de bolhas e porosidades. São estas porosidades as causadoras dos maiores problemas de comportamento mecânico.

Tem-se ainda que o tratamento de solubilização das amostras tixoforjadas não ocasionou melhoria de propriedades mecânicas, ocasionando, na realidade uma piora neste comportamento. Neste caso, a simples repetição de temperatura e tempo, utilizados para a estrutura fundida pode não ser a solução ótima para a peça tixoconformada, ou seja, estudos de tempo e temperatura de solubilização devem ser realizados para se estabelecer a temperatura e tempo que ocasionem a máxima solubilização possível.

A solubilização provavelmente ocasionou ainda a evolução, ou difusão, de gases absorvidos e, quando do reaquecimento estes gases possivelmente ainda dispersos na estrutura tixoconformada evoluíram para as microtrincas e poros, ocasionando maiores danos à estrutura.

A Tabela 4.11 apresenta um resumo das principais propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração, sendo elas, tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (ε) e limite de resistência à tração (LRT).

Tabela 4.11: Valores da tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (ε) e limite de resistência à tração (LRT) das ligas estudadas para cada condição de ensaio proposta.

<i>Ligas</i>	<i>Condições de tratamento</i>	<i>Tensão limite de escoamento (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Limite de resistência à tração (MPa)</i>
<i>AA7075</i>	Fundida e solubilizada	219,3	0,65	319,2
	Tixoforjada	166,2	0,02	188,9
	Tixoforjada e solubilizada	132,3	0,03	156,7
<i>AA7004</i>	Fundida e solubilizada	171,4	14,12	322,5
	Tixoforjada	115,3	4,44	194,2
	Tixoforjada e solubilizada	75,5	0,21	95,0

De forma geral, depois de tixoforjadas, as ligas AA7075 e AA7004 apresentam uma microestrutura globular deformada, ou seja, possuem menor tamanho de grão, mas com inúmeras descontinuidades na matriz da fase primária. Tem-se a evolução de gases/porosidades para estas localizações e, com uma pequena deformação do material ocorre fratura provavelmente frágil ocasionada pela quebra de muitos contatos glóbulos/glóbulos, tornando mais fácil a separação dos mesmos. A Figura 4.29 ilustra estes efeitos ao comparar a microestrutura da liga AA7075 nas três condições analisadas, ou seja, sob a condição fundida e solubilizada, para a condição de 45% de fração sólida e tempo de tratamento de 210s antes do ensaio de tixoforjamento e para a condição tixoforjada.

Com relação à condição tixoforjada e solubilizada pode-se dizer que algumas das possíveis causas para os valores ainda menores das propriedades mecânicas são:

- Grande quantidade de descontinuidades interglobulares causando baixo contato glóbulo/glóbulo tornando mais fácil a separação dos mesmos, possuindo menor resistência quando na aplicação de cargas;
- As condições utilizadas no tratamento térmico de solubilização não se apresentaram adequadas, ou seja, o tempo de tratamento deve ser mais bem avaliado.

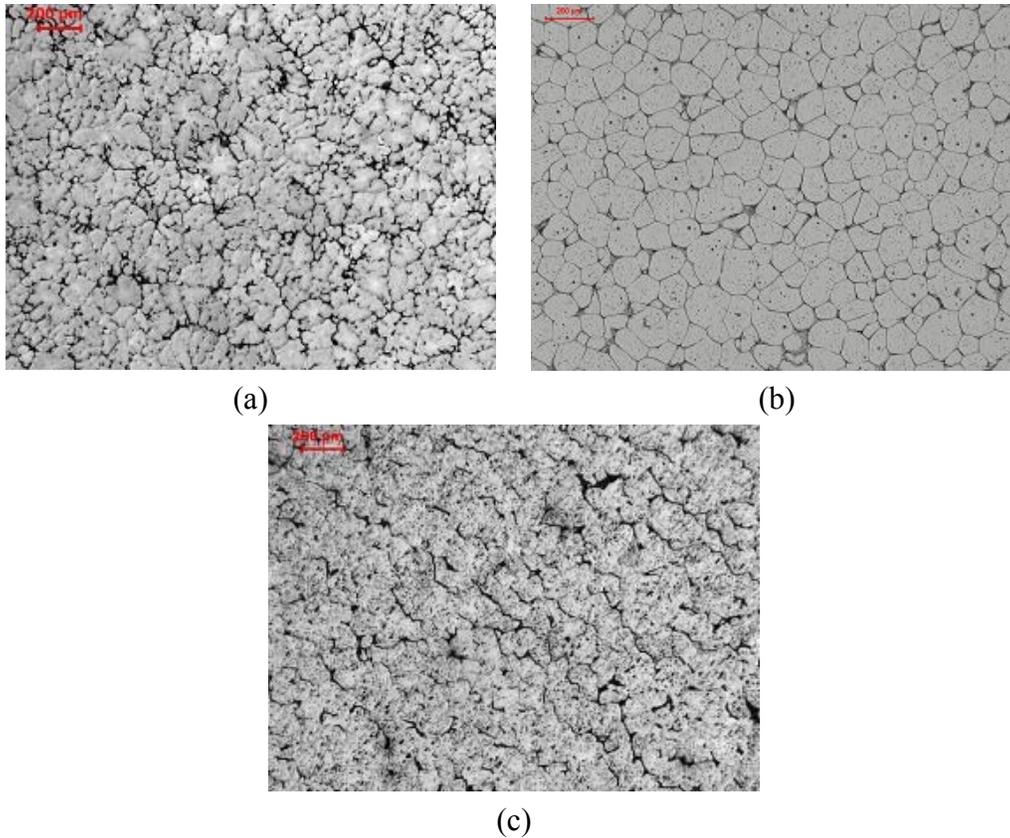


Figura 4.29: Comparação da microestrutura da liga AA7075 nas três condições analisadas: (a) condição fundida e solubilizada; (b) condição de 45% de fração sólida e tempo de tratamento de 210s antes do ensaio de tixoforjamento; (c) condição tixoforjada. Aumento: 50x.

Deve-se ressaltar que a não existência de carga durante o estágio final da solidificação e, portanto, consolidação da peça, pode ter facilitado o surgimento destas discontinuidades (porosidades e microtrincas) na estrutura. Sugere-se para este tipo de material o tixoforjamento em matriz fechada em prensa hidráulica aonde é possível a manutenção da pressão nos últimos estágios da solidificação o que pode consolidar a estrutura.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

Este capítulo aborda, de maneira sintética, todas as conclusões tomadas ao longo desta dissertação. Serão apresentadas as conclusões específicas segundo a ordem na qual foram mencionadas e discutidas durante este trabalho. Por fim, são apresentadas algumas sugestões visando a melhoria do processo de tixoconformação.

5.1 Tratamento térmico de solubilização

O tratamento térmico de solubilização foi realizado para ambas as ligas, pois, estas apresentavam pequenas trincas devido às tensões residuais ocasionadas pelo processo de vazamento do material. O objetivo do tratamento térmico foi alcançado, pois após a sua realização as peças puderam ser usinadas sem nenhum problema posterior.

5.2 Avaliação das temperaturas de trabalho

As temperaturas obtidas através dos ensaios via DSC foram as que melhores se adequaram aos testes do tratamento térmico de globularização para esta série de ligas.

5.3 Caracterização micro e macroestrutural

As microestruturas e macroestruturas apresentaram crescimento e globularização das partículas de sólido primário durante a evolução morfológica, sendo os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*, dependentes do tempo de permanência das ligas a altas temperaturas, os

responsáveis por tais fenômenos. A fração sólida e os tempos de tratamento apresentam influência significativa na morfologia dos glóbulos primários/grãos, de modo que quanto maior o tempo de permanência das ligas e quanto menor a fração sólida, melhor os resultados em termos de tamanhos de glóbulos primários.

Nota-se que as ligas com fração sólida de 60% foram as que obtiveram melhor desempenho em relação ao *Rheocast Quality Index* (RQI), isto se deve ao fato de que a maior fração sólida proporciona maiores grãos em relação à fração sólida de 45% devido aos fenômenos de coalescência.

5.4 Caracterização da viscosidade (ensaio de compressão a quente)

Os testes de compressão a quente apontaram que ambas as ligas são indicadas para o processo de tixoconformação, devido aos baixos valores de tensão e viscosidade aparente média apresentados, principalmente para a condição de 45% de fração sólida. Houve, de maneira geral, uma queda nos valores de tensão média e viscosidade aparente conforme a evolução morfológica das ligas, devido aos maiores tempos de tratamento térmico que implicam em estruturas com maiores circularidades, o que se traduz em um melhor comportamento durante o escoamento nos testes de compressão a quente.

As ligas com 60% de fração sólida apresentam valores de tensão superiores em relação às ligas com fração sólida de 45%, isso 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 de maior energia que a deformação da fase líquida.

O *Rheocast Quality Index* (RQI) reflete melhor o comportamento no escoamento que o fator de forma (SF) uma vez que leva em conta os tamanhos de grão e de glóbulo da estrutura. Quanto maior o tamanho de grão menores os valores para a viscosidade, o que a princípio seria contraditório. A chave é a globularização, pois quanto menor o fator de forma, menores os valores para a viscosidade.

5.5 Tixoforjamento em prensa excêntrica

A força máxima necessária para a execução do processo de tixoforjamento para ambas as ligas manteve-se praticamente constante e os valores das forças foram irrisórios (cerca de 500kgf) quando comparados com a capacidade da prensa adotada (25 toneladas).

As peças tixoforjadas apresentaram boa conformabilidade, preenchendo toda a matriz e reproduzindo sua geometria. Esse bom preenchimento e reprodução da geometria se devem a muitos fatores, mas em especial pelo fato de estar trabalhando com a fração sólida de 45%, pois apresenta uma menor quantidade de fase sólida no material.

As peças tixoforjadas obtidas foram submetidas a análises micro e macroestruturais com o objetivo de se compreender melhor o comportamento do material semi-sólido durante o preenchimento do molde. Nota-se que, em todas as áreas analisadas, as peças apresentam variações dos tamanhos de glóbulos/grãos, sendo identificáveis três áreas principais: uma área localizada na extremidade da peça, contendo glóbulos/grãos com estrutura globular e com tamanhos maiores, uma área onde ocorre a curvatura da peça contendo glóbulos/grãos globulares e deformados e por fim a área localizada no centro da peça, área onde houve a maior deformação, constituída de glóbulos/grãos deformados e com tamanhos menores.

5.6 Comportamento mecânico em tração

As ligas na condição fundida e solubilizada apresentaram valores maiores de tensão e alongamento em comparação com as outras condições analisadas. Observa-se que a condição tixoforjada de ambas as ligas, possui valores inferiores de cerca de 50% no que diz respeito ao limite de resistência à tração (LRT) quando comparada com a condição fundida e solubilizada.

A condição fundida e solubilizada de ambas as ligas, possuem uma microestrutura em forma de roseta, com espaçamento interdendrítico secundário de pequeno tamanho enquanto que a estrutura tixoconformada apresenta estrutura de grãos grosseiros, porém globulares. O espaçamento interdendrítico responde pelo melhor comportamento mecânico. Tem-se ainda que a grande quantidade de descontinuidades em termos de porosidades e microtrincas interglobulares

inviabiliza a possibilidade de utilização deste tipo de processo (tixoforjamento em prensa excêntrica) para este tipo de material.

Com relação à condição tixoforjada e solubilizada pode-se dizer que algumas das possíveis causas para os valores ainda menores das propriedades mecânicas são: evolução de gases para a área de menor contato glóbulo/glóbulo tornando mais frágil o material, ao facilitar a separação destes glóbulos e as condições utilizadas no tratamento térmico de solubilização devem ser mais bem avaliadas.

Por fim, como sugestão para trabalhos futuros, tem-se que ambos os materiais apresentam características de viscosidade que os tornam altamente tixoconformáveis, mas que o processo a ser utilizado deve, necessariamente, causar a solidificação e consolidação da peça sob pressão, ou seja, processos de tixoinjeção convencionais ou processos de tixoforjamento em matriz fechada utilizando-se prensas hidráulicas ao invés de prensas excêntricas podem ser os mais adequados.

Referências Bibliográficas

ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em <www.abal.org.br>. Acesso em: 01 junho 2008.

ASTM. American Society for Testing and Materials. *E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. West Conshohocken, 1996, 26p.

ASTM. American Society for Testing and Materials. *B557M-02a: Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium-Alloy Products [Metric]*. 2002, 15p.

ATKINSON, H.V. *Modeling the Semi-solid Processing of Metallic Alloys*. Progress in Materials Science, v.50, pp.341-412, 2005.

BENATI, D.M. *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).

BRABAZON, D., BROWNE, D. J., CARR, A. J. *Mechanical stir casting of aluminium alloys from the mushy state: process, microstructure and mechanical properties*. Materials Science and Engineering A, v.326, pp.370-381, 2002.

BREMER, T., MERTENS, H.P., HEUBEN, J.M.M., KOPP, R. *Thixoforging-material Flow and Mechanical Properties*. In: Proceedings of the 4th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Sheffield, UK, 1996, pp.336-341.

BROWN, S.B., FLEMINGS, M.C. *Net Shape Forming via Semi-solid Processing*. Advanced Materials & Processes, v.1, pp.36-40, 1993.

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, pp.39-117.

CHANG, S. Y., FUKATSU, A., TEZUKA, H., KAMIO, A. *Tensile Behaviour of Mg-Ca-Zr Alloy Forged in Semi-solid State*. Materials Transactions, JIM, v.40, n.6, pp.546-551, 1999. 2000.

CHAYONG, S., KAPRANOS, P., ATKINSON, H.V. *Semi-solid Processing of Aluminium 7075*. In: Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.649-654.

CHEN, C.P., TSAO, C.Y.A. *Semi-solid Deformation of A356 Al Alloys*. In: Proceedings of the 4th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Sheffield, UK, 1996, pp.16-21.

CHIARMETTA, G., ZANARDI, L. *Production of Structural Components by Thixoforming Aluminium Alloys*. In: Proceedings of the 3th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Japan, 1994, pp.235-244.

CHIARMETTA, G. *Why Thixo?* In: Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.15-21.

ESPINOZA, M.M. *Estudo de Parâmetros no Processo de Forjamento Semi-sólido de Ligas de Alumínio*. Porto alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 1999, 82p. Tese (Doutorado).

FEHLBIER, M., KLAASEN, O., SAHM, P.R.. *Thixocasting: "New Methods for the Characterization of the Flow Lengths and the Mold Filling Behaviour of Semi-solid Alloys"*. In: Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.655-660.

FELTRIN, J. V. *Obtenção e Caracterização de Estruturas Reofundidas e Tixofundidas da Liga de Alumínio AA7075*. Porto Alegre: Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2004, 135p. Dissertação (Mestrado).

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, pp.172-180, 1999.

FIGUEREDO, A. *Science and Technology of Semi-solid Metal Processing*, Worcester Polytechnic Institute Worcester, MA, USA, 2001.

FINKE, S., SUÉRY, C.L., MARTIN, C.L., WEI, W. *Microstructural and Rheological Aspects of the Extrusion and Deposition of Partially Remelted Pb-Sn Alloy During Solid Freeform Fabrication*. In: Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.169-174.

FLEMINGS, M.C., RIEK, R.G., YOUNG, K.P. *Rheocasting Processes*. AFS International Cast Metals Journal, v.1, pp.11-22, 1976.

FLEMINGS, M.C. *Behavior of Metal Alloys in the Semi-solid State*. Metallurgical Transactions A, v.22A, pp.957-981, 1991.

GARAT, M., MAENNER, L., SZTUR, CH. *State of the Art of Thixocasting*. In: Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.187-194.

GENDA, G., YUYON, C., GEING, A. *Mechanism of Coarsening of Dendrite During Solidification*. In: Proceedings of the Solidification Processing Conference, Sheffield, England, 1987, pp.416-419.

GULLO, C.G., STEINHOFF, K., UGGOWITZER, P.J. *Microstructural Changes During Reheating of Semi-solid Alloy AA6082 Modified with Barium*. In: Proceedings of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.367-372.

HATCH, J.E. *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. ASM Handbook, Metals Park, 1990.

HIRT, G., CREMER, R., WINKELMANN, A., ZILLGEN, M. *SSM-Forming of Usually Wrought Aluminium Alloys*. In: Proceedings of the 3th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Japan, 1994, pp.107-116.

HIRT, G. *The Thixotec Research Project*. In: Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.55-61.

INFOMET. Informações Britadas, Fundidas e Laminadas. Disponível em <www.infomet.com.br>. Acesso em: 06 junho 2008.

JOLY, P.A., MEHRANBIAN, R. *The Rheology of a Partially Solid Alloy*. Journal of Materials Science, v.11, pp.1393-1418, 1976.

KAHLWEIT, M. *On the Ageing of Dendrites*. Scripta Metallurgica, v.2, pp.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, pp.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, pp.330-337, 2005.

KAPRANOS, P. *Semi-solid Processing of Aluminium and High Melting Point Alloys*. Journal of Engineering Manufacture, v.207, pp.1-8, 1993.

KAPRANOS, P., WARD, P.J., ATKINSON, H.V. *Near Net Shaping by Semi-solid Metal Processing*. Materials and Design, v.21, pp.387-394, 2000.

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, pp.1504-1511, 1967.

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, pp.484-568.

KIRKWOOD, M.C., YOUNG, K.P. *Nature and Properties of Semi-solid Materials*. Ed. J.A.Sekhar e J.A.Dantzig, TMS, 1992, pp.245-266.

KIUCHI, M., SUGIYAMA, S. *Mashy-state Extrusion, Rolling and Forming*. In: Proceedings of the 3th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Japan, 1994, pp.245-257.

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, pp.277-280, 2002.

KOOP, R., NEUDENBERGER, D., WINNING, G. *Optimization of Forming Variants and Transverse Extrusion with Alloys in the Semi-solid State*. In: Proceedings of the 6th International

Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.295-300.

KOPP, R., NEUDENBERGER, D., WINNING, G. *Different concepts of Thixoforging and experiments for Rheological data*. Journal of Materials Processing Technology, v.111, pp.48-52, 2001.

LAPKOWSKI, W., SINCZAK, J. *Formability of Metal Alloys in the Part-liquid State*. Journal of Materials Processing Technology, v.32, pp.271-277, 1992.

LAPKOWSKI, W. *Some Studies Regarding Thixoforging of Metal Alloys*. Journal of Materials Processing Technology, v.80-81, pp.463-468, 1998.

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

LOURENÇATO, L.A. *Tixoformabilidade e Tixoforjamento de Ligas Al-Xwt%Si-0,5wt%Mg em Prensa Excêntrica com Matriz Aberta*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008, 177p. Tese (Doutorado).

MARSH, S.P., GLICKSMAN, M.E. *Ostwald Ripening in Now-Spherical Morphologies*. Materials Science and Engineering A, v.A238, pp.140-147, 1997.

MATWEB. Material Property Data. Disponível em <www.matweb.com>. Acesso em: 15 junho 2008.

MOHANTY, P.S., GRUZLESKI, J.E. *Mechanism of Grain Refinement in Aluminium*. Acta Metallurgica, v.43, pp.2001-2012, 1995.

MOTHÉ, C.G., AZEVEDO, A.D. *Análise Térmica de Materiais*. São Paulo, SP: iEditora, 2002. 300p.

NIROUMAND, B., XIA, K. *Relationship Between Microstructural Features in a Semi-solid Processed Al-Cu Alloy*. In: Proceedings of the 5th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Golden, USA, 1998, pp.637-644.

NIROUMAND B., XIA, K. *3D Study of the Structure of Primary Crystals in a Rheocast Al-Cu Alloy*. Materials Science and Engineering A, v. A283, pp.70-75, 2000.

PAES, M., UMEBAYASHI, M., ZOQUI, E. J., ROBERT, M. H. *Análise da evolução estrutural na reofundição utilizando técnicas de computação gráfica*. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 14, 2000, São Pedro, pp.40801-40809.

PAES, M. *Obtenção e Caracterização de Novas Ligas Al-Si-Mg para Tixotomização*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, 154p. Tese (Doutorado).

PINA, F. *Development of Aluminium Innovate Materials for Application Bin the Transportation Field*. In: Proceedings of the Conference on Material Development in Rail Tire, Wing, Hull Transportation, Genova, Italy, 1992, pp.57-70.

RAMADAN, M., TAKITA, M., NOMURA, H. *Effect of semi-solid processing on solidification microstructure and mechanical properties of gray iron*. Materials Science and Engineering, v.A417, pp.166-173, 2006.

ROBERT, M.H., KIRKWOOD, D.H. *Alloy Slurry Formation by Partial Melting*. In: Proceedings of Solidification Processing Conference, Sheffield, England, 1987, pp.373-376.

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*. Trans of Japan Foundrymens Society, v.12, pp.45-51, 1993.

ROBERT, M.H., MONTEL, M.M.R. *Uma Contribuição ao Estudo da Conformação de Ligas Metálicas no Estado Semi-sólido*. In: 9º Congresso Chileno de Ingeniería Mecânica y IV Congresso Nacional de Energia, Valpariso, Chile, 2000, pp.86-93.

ROOY, E.L. *Aluminum and Aluminum Alloys*. In: *Casting*. v.15, ASM Handbook, ASM International, 1992, pp.1622-1696.

ROVIRA, M.M.M. *Viabilização do Tixoforjamento da Liga Al-4,5%Cu Super-refinada*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996, 118p. Dissertação (Mestrado).

ROVIRA, M.M.M., ROBERT, M.H. *Viabilização do Tixoforjamento da Liga Al-4,5%Cu Super-refinada*. In: III Congresso Ibero-americano de Ingeniería Mecânica, Havana, Cuba, 1997.

ROVIRA, M.M.M. *Forjamento da Liga AA2011 no Estado Semi-sólido: Estudo do Processo e do Produto*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000, 154p. Tese (Doutorado).

SHIBATA, R. *SSM Activities in Japan*. In: Proceedings of the 5th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Denver, USA, 1998, pp.LI-LVI.

SPENCER, D. B., MEHRABIAN, R., FLEMINGS, M.C. *Rheological Behavior of Sn-15%Pb in the Crystallization Range*. Metallurgical Transactions, v.3, pp.1925-1932, 1972.

STEINHOFF, K., GULLO, R., KOPP, R., UGGOWITETZER, P.J. *A New Integrated Production Concept for Semi-solid Processing of High Quality Al-Products*. In: Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.121-128.

VIEIRA, M.C.B. *Caracterização da Viscosidade Aparente no Estado Semi-sólido e das Propriedades Mecânicas da Liga AA7075*. Porto Alegre: Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2003, 149p. Tese (Doutorado).

VOELKNER, W. *Present and future developments of metal forming: selected examples*. Journal of Materials Processing Technology, v.106, pp.236-242, 2000.

WANG, P., CUI, J.Z. *Nondendritic Microstructure of A356 Alloy Obtained by the Nearby Liquidus Casting and Thixoformed Properties*. Acta Metallurgica, v.38, pp.952-955, 2002.

XIA, K., TAUSI, G. *Liquid Casting of a Wrought Aluminum Alloy 2618 for Thixoforming*. Material Science and Engineering, v.A246, pp.1-10, 1998.

YANG, X., SHUISHENG, X., TLLER, M., ALTAN, T. *An Investigation to Determination the Influence of Geometric Parameters on Semi-solid Metal Flow*. In: Proceeding of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloy and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.789-793.

YOUNG, K.P., FITZE, R. *Semi-solid Cast Aluminum Automotive Components*. In: Proceedings of the 3th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Japan, 1994, pp.155-177.

YOUNG, K., EISEN, P. *SSM (Semi-solid metal) Technological Alternatives for Different Applications*. In: Proceedings of the 6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, 2000, pp.97-102.

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, 248p. Tese (Doutorado).

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., LOURENÇATO, L.A, BENATI, D.M. *Thixoforming of Aluminium-silicon Alloys in a Mechanical Eccentric Press*. *Solid State Phenomena*, v.141-143, pp.517-522, 2008.